



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

STRUKTURA A ÚNAVOVÉ VLASTNOSTI VYBRANÉ TITANOVÉ SLITINY

STRUCTURE AND FATIGUE PROPERTIES OF SELECTED TITANIUM ALLOY

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Bc. ALENA PRUDÍKOVÁ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

prof. Ing. STANISLAV VĚCHET, CSc.

BRNO 2014

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Akademický rok: 2013/2014

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

Student(ka): Alena Prudíková

který/která studuje v **magisterském navazujícím studijním programu**

obor: **Materiálové inženýrství (3911T011)**

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Struktura a únavové vlastnosti vybrané titanové slitiny

v anglickém jazyce:

Structure and fatigue properties of selected titanium alloy

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Na základě provedení metalografické analýzy a únavových zkoušek zhodnotit vlastnosti studované titanové slitiny. Dosažené výsledky porovnat s literárními údaji.

Cíle diplomové práce:

1. Úvod
2. Literární rešerše dané problematiky
3. Cíle práce
4. Materiál a metodiky zkoušek
3. Vyhodnocení a výsledky zkoušek
4. Diskuze
5. Závěry
6. Bibliografie

Seznam odborné literatury:

1. Askeland, D.R., Phulé, P.P.: The Science and Engineering of Materials, Fifth Edition, Thomson Canada Limited, Toronto, 2006
2. Castillo, E., Canteli, A.F.: A Unified Statistical Methodology for Modeling Fatigue Damage, Springer, United Kingdom, 2009
3. Schijve, J.: Fatigue of Structures and Materials, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht/Boston/London, 2001
4. Matthew, J., Donachie, Jr.: Titanium - a Technical Guide of Materials, Park, Ohio, 2009

Vedoucí diplomové práce: prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2013/2014.

V Brně, dne 22.11.2013

L.S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
Ředitel ústavu

prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc., dr. h. c.
Děkan fakulty

Abstrakt

Hlavním cílem této diplomové práce bylo zhodnocení únavových vlastností titanové slitiny Ti-Al3-V2,5, označované dle ASTM jako Grade 9. Pozornost byla zaměřena na únavové chování slitiny v oblasti vysokocyklové únavy. Pro zjištění vlastností byly provedeny únavové zkoušky, z jejichž výsledků byly sestaveny Wöhlerovy křivky a následně také Haighův diagram. Dále byla u zadané slitiny provedena tahová zkouška a zkouška ohybem. Přehled o vlastnostech také doplňuje metalografická analýza a fraktografická analýza únavového lomu provedená s využitím REM.

Experimentální část této práce byla podpořena literární rešerší, která ve své první polovině stručně shrnuje základní informace o titanu a jeho slitinách. Nalézají se zde kapitoly věnované historii, vlastnostem titanu a způsobu jeho výroby, včetně základního rozdělení titanových slitin a jejich nejpoužívanějšího tepelného zpracování. Ve druhé polovině této rešerše byla podrobněji rozebrána únava materiálu. Zde jsou uvedeny informace o únavovém procesu, jeho stádiích, únavové životnosti a také nejdůležitějších znacích únavového lomu. Závěrečné kapitoly jsou pak věnovány slitině Ti-Al3-V2,5, která je zkoumána v experimentální části a také jejím únavovým vlastnostem. Hlavním přínosem této práce je doplnění informací o únavovém chování zadané slitiny, kterých, jak ukázala literární rešerše, není dostupné příliš velké množství.

Abstract

Main topic of the thesis was to evaluate fatigue properties of the titanium alloy Ti-Al3-V2,5, labelled by ASTM as Grade 9. Most attention was focused on fatigue behaviour of the alloy in the range of high cycle fatigue. Fatigue testing was realised to detect the fatigue properties and consequently to generate the Wöhler curve and the Haigh diagram. In addition to this, tension and bending tests were performed. Metallographic and fractographic analyses of fatigue fracture form part of the overview about material properties, which was accomplished by use of REM.

Experimental part of the thesis was backed by the literature research. The first half of it contains a short summary of basic information about the titanium and its alloys, so as some chapters about the history and properties of titanium, the way of its production, classification of titanium alloys and its thermic treatment. The fatigue is thoroughly scrutinised in the second half of the background research. Here can also be found the information about the fatigue process, its stages, the fatigue life and the most significant attributes of the fatigue fracture. The last chapters of the thesis are dedicated to the alloy Ti-Al3-V2,5 - being examined in the experimental part - so as to its fatigue properties. The main benefit of this thesis is the completion of the missing information concerning the fatigue behaviour of the alloy, which is – according to the literature research - generally not available.

Klíčová slova

titan, titanové slitiny, Grade 9, Ti-Al3-V2,5, únava materiálu, vysokocyklová únava, Wöhlerova křivka, Haighův diagram

Keywords

titanium, titanium alloys, Grade 9, Ti-Al3-V2,5, fatigue, high cycle fatigue, Wöhlers's curve, Haigh's diagram

Bibliografická citace

PRUDÍKOVÁ, Alena. *Struktura a únavové vlastnosti vybrané titanové slitiny*. Brno, 2014. 94 s. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství. Vedoucí práce prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci na téma „Struktura a únavové vlastnosti vybrané titanové slitiny“ vypracovala samostatně, s využitím odborné literatury a pramenů uvedených v seznamu použité literatury.

V Brně dne

.....

Alena Prudíková

Poděkování

Na tomto místě bych chtěla poděkovat panu prof. Ing. Stanislavu Věchtovi, CSc. za odborné vedení, cenné rady a připomínky v průběhu řešení této diplomové práce. Dále bych chtěla poděkovat panu prof. RNDr. Janu Kohoutovi, CSc. za pomoc při řešení experimentální části této práce, paní Ivě Davidové, za pomoc při přípravě metalografických vzorků a paní Ing. Drahomíře Janové za pomoc při pozorování vzorků v REM. V neposlední řadě chci poděkovat mému manželovi a rodině za podporu v průběhu celého studia.

Obsah

Úvod	3
1. Titan a jeho slitiny	5
1.1. Historie titanu	5
1.2. Vlastnosti titanu	6
1.2.1. Komerčně čistý titan	7
1.2.2. Mechanické vlastnosti	8
1.2.3. Únavové vlastnosti	11
1.2.4. Technologické vlastnosti	11
1.2.5. Chemické vlastnosti	12
1.3. Výskyt a výroba titanu	13
1.3.1. Krollův proces	13
1.4. Slitiny titanu jejich rozdělení a vlastnosti	15
1.4.1. Základní rozdělení slitin titanu podle struktury	15
1.4.2. Tepelné zpracování slitin titanu	17
1.4.3. Slitiny titanu se speciálními vlastnostmi	18
1.5. Použití titanu a jeho slitin	20
2. Únava materiálu	21
2.1. Historie	22
2.1.1. Stručný přehled historie	22
2.2. Únavový proces	23
2.2.1. Definice základních pojmů	23
2.2.2. Únava materiálu	23
2.2.3. Mezní stav únavy materiálu	23
2.2.4. Základní charakteristiky sinusového cyklu	24
2.3. Únavové poškození	26
2.3.1. Stádia únavového procesu	27
2.3.2. Stadium změn mechanických vlastností	27
2.4. Únavová životnost	36
2.4.1. Oblast vysokocyklové únavy	37
2.4.2. Oblast nízkocyklové únavy	38
2.4.3. Vliv středního napětí na únavovou životnost	40

3. Únavové vlastnosti titanu a jeho slitin	42
3.1. Únavové vlastnosti čistého titanu	43
3.2. Únavové vlastnosti titanových slitin	44
3.2.1. Únavové chování slitin typu α a pseudo α	45
3.2.2. Únavové chování slitin typu $\alpha + \beta$	47
3.2.3. Únavové chování slitin typu β a pseudo β	50
4. Slitina Ti-Al3-V2,5	54
4.1. Vlastnosti slitiny Ti-Al3-V2,5	54
4.1.1. Chemické složení	54
4.1.2. Mechanické vlastnosti	55
4.1.3. Mikrostruktura slitiny	56
4.2. Únavové chování Ti-Al3-V2,5	56
5. Cíle práce	59
6. Metalografická analýza	60
6.1. Metodika metalografické analýzy	61
6.2. Výsledky metalografické analýzy	61
7. Zkouška tahem	63
7.1. Metodika zkoušky tahem	63
7.2. Výsledky zkoušky tahem	65
8. Zkouška ohybem	66
8.1. Metodika zkoušky ohybem	66
8.2. Výsledky zkoušky ohybem	67
9. Zkoušky vysokocyklové únavy	68
9.1. Metodika zkoušky vysokocyklové únavy	68
9.2. Výsledky zkoušky vysokocyklové únavy	68
9.3. Haighův diagram	71
10. Fraktografická analýza lomu	73
10.1. Metodika fraktografické analýzy s využitím SEM	73
10.2. Výsledky fraktografické analýzy	73

Úvod

I přesto, že průmyslové využití titanu a titanových slitin má díky jeho náročné výrobě poměrně krátkou historii, je tento lehký kov velmi důležitým a v některých aplikacích obtížně zastupitelným technickým materiálem.

Titan byl objeven na konci 18. století, ale poprvé jej izolovat z rud a připravit dostatečně čistý kov se podařilo až roku 1910. Trvalo však ještě 40 let než W. J. Kroll vypracoval takovou metodu výroby, která by byla použitelná v provozních podmínkách. Tímto postupem nazývaným též Krollův proces se titan vyrábí dodnes. Jeho výroba a zpracování jsou náročné především díky jeho vysoké reaktivitě za zvýšených teplot a tento faktor se také negativně projevuje na ceně. Reaktivita titanu může mít ovšem také pozitivní důsledek, především při tvorbě povrchové vrstvičky oxidů, která se i při porušení, kontaktem například se vzdušným kyslíkem sama velice rychle obnovuje, a která je také základem vynikající korozní odolnosti titanu a jeho slitin. Korozní odolnost i ve velmi agresivních prostředích je jednou z největších předností titanu a jsou od ní odvozovány mnohé jeho aplikace, jako například využití v chemickém a petrochemickém průmyslu, nebo pro výrobu součástí, které budou vystaveny kontaktu s mořskou vodou. Výborná korozivzdornost je také základním předpokladem pro využití titanových slitin jako biokompatibilního materiálu. Další výhodou titanu je jeho vysoký poměr pevnosti ku hmotnosti a speciální vlastnosti některých jeho slitin, jako je například jev tvarové paměti. Využití titanových slitin je široké, od typicky konstrukčních aplikací, přes aplikace za zvýšených teplot, v medicíně, až po výrobu šperků a sportovního náčiní. V mnoha z těchto aplikacích jsou součásti z titanu vystaveny mimo jiného také únavovému zatěžování. Proto je nezbytné věnovat pozornost studiu únavových vlastností titanových slitin, aby bylo možné predikovat správně životnost součástí a předcházet tak haváriím.

Systematické studium únavy materiálu započal v 19. století železniční inženýr August Wöhler s cílem zjistit příčinu neočekávaných lomů železničních náprav. S pokračujícím rozvojem techniky nabývalo studium únavového chování stále větší důležitosti. Únava je proces změn vlastností materiálu spojený s cyklickým zatěžováním, který vede ke vzniku trhliny, jejímu následnému šíření a nakonec lomu součásti, a to i při zatěžování napětím podstatně nižším než je mez pevnosti. Shrnutí základních poznatků o únavovém chování materiálu bylo jedním z cílů této práce, proto je této oblasti věnováno několik kapitol.

Hlavní pozornost byla však v této diplomové práci zaměřena na zjištění únavových charakteristik zadané slitiny Ti-Al3-V2,5. Tento materiál patří do skupiny titanových slitin se směsnou strukturou $\alpha + \beta$. Důležitou vlastností je výborná odolnost proti korozi, a to i v náročných korozních podmínkách, jako je prostředí mořské vody, solí a oxidačních kyselin. Další výhodou je, jako i u ostatních titanových slitin vysoká pevnost a nízká měrná hmotnost. Díky výše uvedeným vlastnostem je slitina Ti-Al3-V2,5 velmi vhodná pro využití například v konstrukcích letadel, pro výrobu potrubí hydraulických systémů, tlakových nádob a v neposlední řadě nalézá tato slitina uplatnění při výrobě sportovního náčiní, jako jsou například tenisové rakety, rámy jízdních kol, či golfové hole.

I. Literární rešerše

1. Titan a jeho slitiny

Titan je lehký paramagnetický kov s nízkou měrnou hmotností, který je díky svým výjimečným vlastnostem vhodný pro široké spektrum použití. Jedná se o moderní materiál, který se začal průmyslově vyrábět teprve v polovině 20. století a zprvu sloužil výhradně pro vojenské účely. Oblast jeho použití se však rychle rozšiřovala a spolu s ní také výzkum nových slitin a jejich vlastností. Titan a jeho slitiny se i přes svoji relativně vysokou cenu, která je dána především náročností jeho výroby a zpracování, využívá v mnoha speciálních aplikacích, jako je například letecká, či kosmická technika, chemický průmysl nebo medicínské aplikace.

1.1. Historie titanu

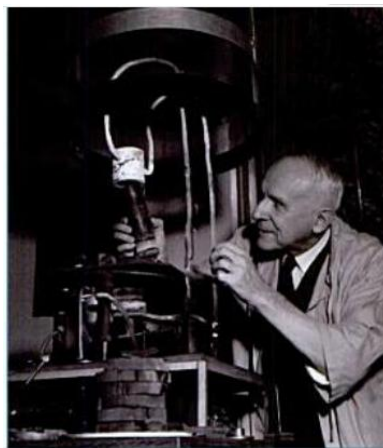
Jedním z nejvýznačnějších jevů dvacátého století byl prudký rozvoj techniky. Velmi důležitou roli při tom měly nové konstrukční materiály a to především nové kovy a slitiny speciálních vlastností. Tyto materiály vykazovaly vyšší mechanické vlastnosti, snášely vyšší teploty, nebo měly nižší hmotnost a umožnily tak výrobu mnohých nástrojů, strojů a technických zařízení, ve kterých by původní materiály neobstály. Do této skupiny nových kovů můžeme bezesporu zařadit také titan a jeho slitiny [1].

Objevení nového neznámého prvku – titanu, se datuje do roku 1791, kdy anglický pastor a amatérský geolog William Gregor našel v Cornwallském pohoří zvláštní pískovou rudu. Zjistil, že obsahuje asi 50 % magnezitu a oxid neznámého kovu jako zbytek, podle místa naleziště nazval tento minerál „menakanitem“. Přestože William Gregor byl prvním objevitelem, název byl novému prvku přiřknut až o čtyři roky později (1795) německým chemikem Martinem Heinrichem Klaprothem, který analyzoval minerál rutil, obsahující převážně oxid neznámého prvku a tento prvek nazval titanem. Později v roce 1797 bylo prokázáno, že minerál ilmenit je totožný s „menakanitem“ [1, 2, 3].

Titan izolovaný M. H. Klaprothem ovšem obsahoval různé nečistoty, jejichž eliminaci se postupně zabývala celá řada chemiků. Připravit dostatečně čistý titan se podařilo teprve roku 1910 M. A. Hunterovi. Uplynulo však dalších 40 let než lucemburský vědec William Justin Kroll vypracoval provozní metodu výroby. Zprvu se využívalo výjimečných vlastností titanu ve vojenské technice a byl považován za strategický kov, teprve po roce 1957 se titan začal uplatňovat i v některých oblastech průmyslu. Jednalo se především o letecký průmysl – například při výrobě tryskových motorů, ale také pro vesmírný výzkum. Díky jeho korozivzdornosti se objevovaly i aplikace v chemickém průmyslu. Světová produkce titanu tedy prudce stoupala. V roce 1961 bylo vyráběno cca. 15 000 tun čistého titanu ročně, avšak v roce 1975 se na světě vyrobilo 54 500 tun a o 5 let později v roce 1981 to bylo již více než 93 000 tun titanové houby ročně [1, 2, 3, 4].



Obr. č. 1: William Gregor [2].



Obr. č. 2: W. J. Kroll [3].

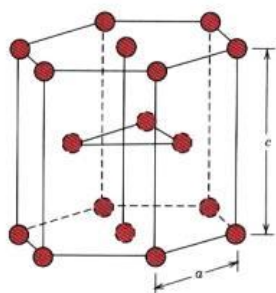
1.2. Vlastnosti titanu

Titan je polymorfní kov ocelového vzhledu s výjimečnými vlastnostmi, díky kterým je možné jej využít v nejrůznějších speciálních aplikacích. Tento materiál se tedy může vyskytovat ve 2 alotropických modifikacích. Čistý titan vykazuje překrystalizační teplotu 883 °C, kdy hexagonální těsně uspořádaná mřížka $Ti\alpha$ přechází na kubickou prostorově středěnou $Ti\beta$. Jedná se o prvek, který je hojně rozšířený v zemské kůře, nejčastěji se uvádí na 4 místě po hliníku, železe a hořčíku [1, 5, 6].

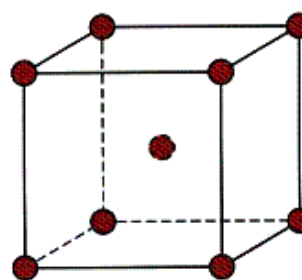
Základní charakteristiky titanu jsou uvedeny v následující tabulce:

mezinárodní název	Titanium
chemická značka	Ti
protonové číslo	22
relativní atomová hmotnost	47,88
perioda	4
skupina	IV.B
zařazení	přechodné kovy
teplota tání [°C]	1668
teplota varu [°C]	3287
hustota [g cm^{-3}]	4,5
hustota při teplotě tání [g cm^{-3}]	4,11
elektronegativita	1,54
slučovací teplo [kJ mol^{-1}]	15,45
tepelná vodivost [$\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$]	21,9
elektrická vodivost [S m^{-1}]	$2,6 \cdot 10^6$
měrný el. odpor [$10^{-6} \Omega \cdot \text{m}$]	0,42

Tab. č. 1: Základní charakteristiky titanu [6].



Obr. č. 3: Mřížka hexagonální těsně uspořádaná – Tiα [7].



Obr. č. 4: Mřížka kubická prostorově středěná – Tiβ [7].

1.2.1. Komerčně čistý titan

Vyráběný titan je možné rozdělit do 2 základních kategorií. Jedná se o komerčně čistý titan, který se označuje grade 1 až 4 a využívá se především v chemickém průmyslu a dále na titanové slitiny.

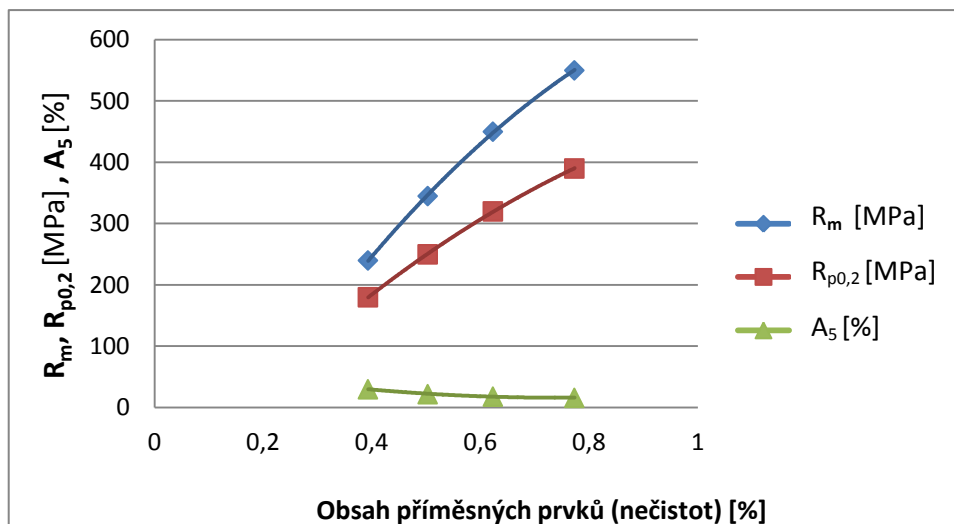
Komerčně čistý titan se velmi dobře svařuje a mechanicky zpracovává. Mezi hlavní aplikace patří zařízení v chemickém průmyslu, tepelné výměníky, nádoby, potrubní systémy atd. Tažnost a tvařitelnost je nejvyšší (pevnost naopak nejnižší) u titanu grade 1 a tyto dvě vlastnosti se v závislosti na chemickém složení postupně mění. Titan grade 2 a grade 3 vykazují střední tvařitelnost i pevnost a u titanu grade 4, je naopak pozorována z uvedených druhů pevnost nejvyšší a tažnost nejnižší. Nejrozšířenějším druhem je však titan grade 2 následován titanem grade 1 [8, 9].

ASTM grade (W. Nr.)	Fe	O	N	C	H
Titan grade 1 (3.7025)	0.15	0.12	0.05	0.06	0.013
Titan grade 2 (3.7035)	0.20	0.18	0.05	0.06	0.013
Titan grade 3 (3.7055)	0.25	0.25	0.05	0.06	0.013
Titan grade 4 (3.7065)	0.30	0.35	0.05	0.06	0.013

Tab. č. 2: Obsahy příměsných prvků v % u komerčně čistého titanu [9].

ASTM grade (W. Nr.)	Mez pevnosti v tahu R_m [MPa]	Mez kluzu $R_{p0.2}$ [MPa]	Prodloužení A_5 [%]
Titan grade 1 (3.7025)	290 – 410 min. 240	170 – 310 min. 180	30
Titan grade 2 (3.7035)	390 – 540 min. 345	275 – 450 min. 250	22
Titan grade 3 (3.7055)	460 – 590 min. 450	380 – 550 min. 320	18
Titan grade 4 (3.7065)	540 – 740 min. 550	483 – 655 min. 390	16

Tab. č. 3: Základní mechanické charakteristiky komerčně čistého titanu [10].



Obr. č. 5: Vliv příměsných prvků na mechanické vlastnosti titanu.

V následujícím textu budou stručně uvedeny základní vlastnosti titanu. Číselné hodnoty budou nejčastěji uváděny pro titan vysoké čistoty grade 1. S obsahem nejrozličnějších příměsí se vlastnosti titanu mohou značně lišit, a to již od poměrně nízkých koncentrací, což můžeme názorně vidět například na obrázku 5, nebo na obrázku 7, kde jsou vyneseny pevnosti čistých kovů a nejvyšší pevnosti jejich slitin. Změny struktury a vlastností na základě příměsí legur jsou podrobněji rozebrány v kapitole 1.4.

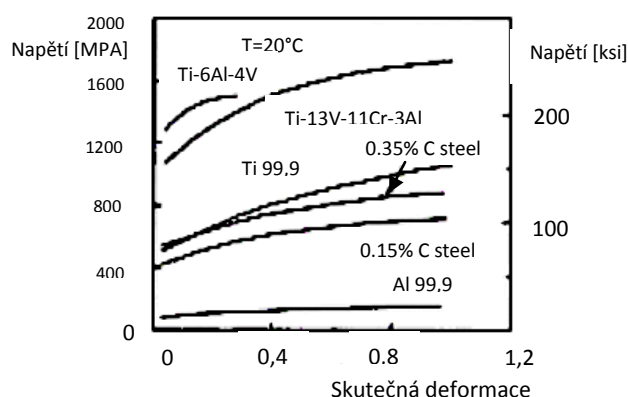
1.2.2. Mechanické vlastnosti

Velmi výhodnou vlastností titanu a jeho slitin je příznivý poměr jejich pevnosti a hmotnosti, díky kterému jsou tyto materiály i přes svoji vysokou cenu často využívány především ve speciálních aplikacích.

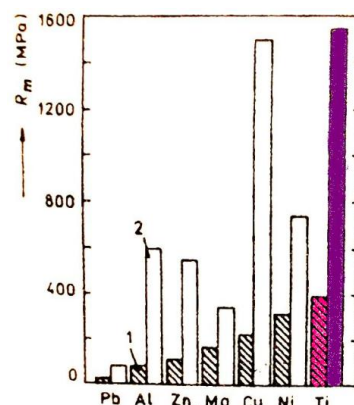
1.2.2.1. Pevnost

Čistý titan je možno zařadit mezi kovy se střední pevností. Jeho mechanické vlastnosti jsou však značně závislé na čistotě, především na obsahu kyslíku, uhlíku, dusíku, ale i železa. Významný vliv na tyto charakteristiky mají zejména intersticiální příměsi. Tvářením za studena lze pevnost podstatně zvýšit. Hodnoty meze kluzu a meze pevnosti lze srovnat s hodnotami středně legovaných konstrukčních ocelí, jsou tedy relativně vysoké. Hodnoty tažnosti a kontrakce jsou také značně ovlivněny obsahem nečistot [11, 12, 13].

V následujících dvou grafech je znázorněn vliv příměsných prvků na pevnostní vlastnosti titanu.



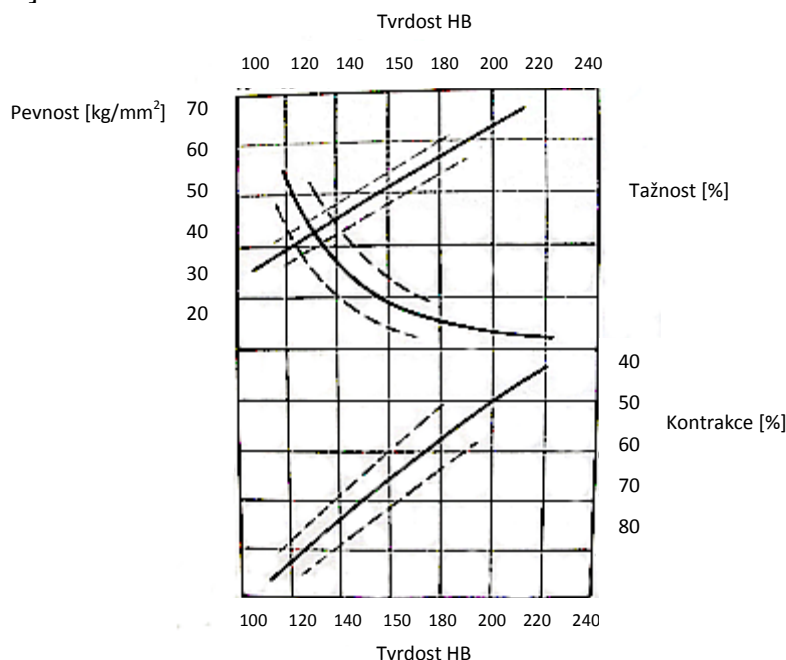
Obr. č. 6: Deformační křivky pro některé titanové slitiny. Pro srovnání jsou uvedeny také křivky pro ocel a hliník [13].



Obr. č. 7: Srovnání pevností čistých kovů s jejich nejpevnějšími slitinami [14].

1.2.2.2. Tvrdost

Hodnoty tvrdosti podle Brinellovy zkoušky (kulička o průměru 10 mm při zatížení 30000 kg) se pohybují podle čistoty titanu mezi HBW 130 a HBW 240. Toto měření tvrdosti je u titanu uváděno jako nejspolehlivější, neboť zkouška dle Vickersovy metody vykazuje mnohem větší rozptyl hodnot. U čistého titanu grade 1 se nejčastěji udává hodnota tvrdosti 115 HV [1, 9, 11].



Obr. č. 8: Závislost mechanických vlastností titanu na tvrdosti [1].

1.2.2.3. Vrubová houževnatost

Dobrým ukazatelem jakosti daného druhu titanu je jeho nárazová práce, případně vrubová houževnatost. Její případné změny a odchylky zcela nesouvisí se změnami ostatních mechanických vlastností, neboť tyto bývají vyvolány příměsí kyslíku, dusíku a uhlíku, zatímco na hodnotu vrubové houževnatosti má rozhodující vliv vodík. Bylo zjištěno, že

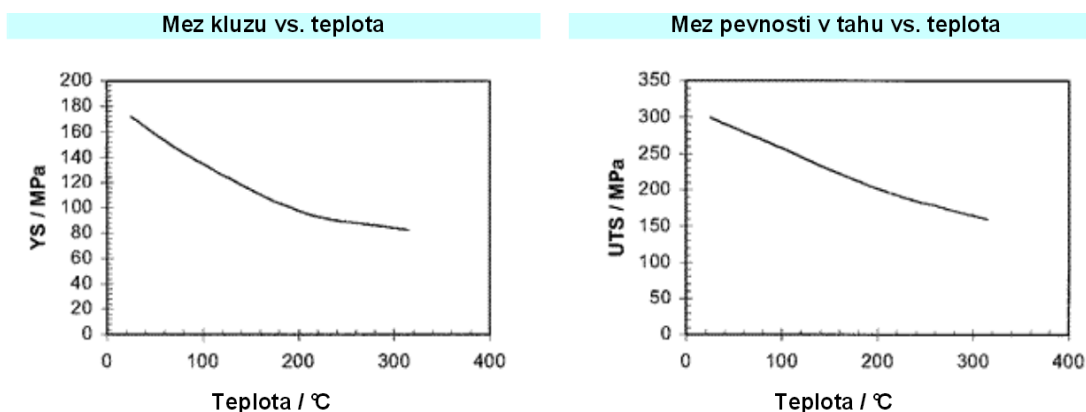
u titanu menší čistoty, který bude tedy obsahovat větší podíl příměsných prvků, se pevnost zvýší, tažnost a kontrakce se zhorší asi jen o třetinu, ale hodnota nárazové práce se zmenší 5x. Proto starší literatury uvádějí vrubovou houževnatost titanu vesměs nízkou. Se zlepšováním jakosti titanové houby se ovšem postupně zlepšovaly i hodnoty nárazové práce. U komerčně čistého titanu Grade 1 je Charpyho zkouškou možné naměřit hodnotu až 95–162 J [1, 9, 11].

1.2.2.4. Pružnost

Díky HCP mřížce α titanu, jsou jeho elastické vlastnosti závislé na orientaci krystalů a také na textuře. Intersticiální nečistoty jako je N, O a zbytková napětí mohou mít také určitý vliv na velikost elastických konstant. Typické hodnoty Youngova modulu pro čistý titan za pokojové teploty jsou mezi 100 – 110 GPa. Modul pružnosti ve smyku se potom pohybuje okolo 40 GPa. Oproti oceli jsou obě hodnoty samozřejmě nižší [11, 15].

1.2.2.5. Změny vlastností titanu za zvýšených teplot

Ačkoli titan má vysokou pevnost i bod tání, není vhodným materiálem pro zvýšené teploty, protože vykazuje relativně malou odolnost proti tečení a s rostoucí teplotou rychle klesá hodnota jeho pevnosti. Proti ostatním technickým kovům je pokles pevnosti mnohem prudší a při teplotách vyšších než 300°C má sice titan pevnost vyšší než hliník, nebo měď, ale naopak nižší než je například pevnost běžných nízkouhlíkových ocelí i niklu [1].



Obr. č. 9: Závislost meze kluzu a meze pevnosti na teplotě u komerčně čistého titanu grade 1 [9].

I přesto, že čistý titan není vhodný pro použití za zvýšených teplot, jsou v těchto podmínkách hojně využívány jeho slitiny (například na lopatky leteckých motorů). Tyto žárovevné pseudoslitiny jsou tvořeny intermetalickými sloučeninami titanu a vykazují výbornou žáruvzdornost i žárupevnost. Současně jejich výhodou je nízká hmotnost. Podrobnější informace o této skupině slitin budou uvedeny v kapitole 1.4.3.1.

1.2.2.6. Vliv příměsných prvků na vlastnosti titanu

V předchozím textu bylo uvedeno, že příměsi a nečistoty mohou mít významný vliv na vlastnosti titanu a jeho slitin. Proto je nutné při výrobě tohoto materiálu dbát na dodržení přesného chemického složení, které zaručí požadované vlastnosti.

Kyslík a dusík – dobře se rozpouští v obou krystalových modifikacích titanu. Výrazně stabilizují fázi α . Již při malých obsazích značně zvyšují tvrdost a pevnost a současně snižují plasticitu.

Uhlík – rozpouští se v titanu α i β omezeně a má nepříznivý vliv na tvárnost a svařitelnost titanu. Uhlík má na titan stejný vliv jako na železo. Se stoupajícím obsahem zvyšuje tvrdost, za současného poklesu houževnatosti. Obsah uhlíku v titanu bývá nejčastěji do 0,25 %, při obsahu vyšším než je 1 % se slučuje s titanem na karbid TiC.

Vodík a křemík – již při velmi malých koncentracích snižují houževnatost.

Železo – je obvyklou nečistotou v titanových slitinách. Přichází do titanu při výrobě redukci. Při obsahu pod 0,1 % je jeho vliv zanedbatelný.

[16, 17]

1.2.3. Únavové vlastnosti

Únavové vlastnosti titanu a jeho slitin budou podrobně rozebrány v kapitole 3, proto jsou v následujícím odstavci zmíněny pouze velmi stručně.

Při cyklickém zatěžování vykazuje titan poměrně vysokou odolnost. Hodnota meze únavy bývá u hladkých tyčí větší než 50 % meze pevnosti v tahu, výrazný vliv však má jakost povrchu. S přítomností vrubu se mez únavy značně zmenšuje (avšak méně než u uhlíkových nebo nerezavějících ocelí). Výraznou předností titanu je to, že si zachovává poměrně vysokou hodnotu meze únavy i v korozních prostředích [1, 11].

1.2.4. Technologické vlastnosti

1.2.4.1. Tvařitelnost

Jak již bylo uvedeno v kapitole 1.2, za pokojové teploty má titan mřížku HCP, tedy hexagonální těsně uspořádanou. Ze základní mřížky, obdobně jako i u jiných kovů, jsou odvozeny plastické vlastnosti titanu. Kovy s mřížkou HCP bývají obecně špatně tvárné, i přesto má titan α za pokojové teploty tvařitelnost poměrně dobrou, protože má více možností skluzu nebo dvojčatní než jiné kovy podobného uspořádání, jako jsou například hořčík, kadmium nebo zinek. Za pokojové teploty je u titanu 12 skluzových systémů a 18 rovin dvojčatní. Uvádí se, že jednou z příčin této přednosti je příznivý poměr parametrů $c : a$, který je o 2,9 % menší než u ideální mřížky, na rozdíl od ostatních kovů, kde je tento poměr obvykle o 13 až 15 % větší.

Tvářením za studena vzniká u titanu výrazná textura, která je spojena s anizotropií jeho vlastností. Při použití této technologie je tedy nutné zohlednit nerovnoměrnost výsledných mechanických vlastností v různých směrech. Pro tváření titanu je možné použít technologie a zařízení běžně používané pro ocel. I přes vhodné vlastnosti je tvařitelnost titanu při pokojové teplotě obecně nižší než u běžných konstrukčních materiálů. Protože při tváření titanu a jeho slitin dochází k výraznému zpevňování, je nutné po každé tvářecí operaci provést žíhání. Tvárnost se zvyšuje s teplotou, tudíž operace, které nelze provést za pokojové teploty, se provádí za teploty zvýšené [1, 18, 19].

1.2.4.2. Obrobitelnost

Obrobitelnost titanu je horší než u ostatních lehkých kovů a je možno jej v tomto směru srovnat s nekorodujícími ocelmi, titan však oproti nim vykazuje větší houževnatost. Při obrábění titanu vznikají podstatně větší řezné síly než při obrábění ocelí. Titanové slitiny se obrábějí mnohem obtížněji než oceli stejné pevnosti a tvrdosti. Titan je znám tím, že u něj při obrábění dochází k silnému zpevňování povrchové vrstvy. Vysoké síly při utváření třísky

kombinované s třením odcházející třísky o čelo nástroje generují velké množství tepla, které se přenáší i do nástroje. Vlivem špatné vodivosti titanu navíc odchází špatně teplo i z vlastního obrobku, a tak je nástroj značně tepelně namáhán. Často také dochází k nalepování materiálu na břit nástroje, a tím k jeho rychlejšímu otupení. Při používání povlakovaných destiček je třeba sledovat složení povlaku, protože titan má při vysokých teplotách obrábění mnohdy tendenci chemicky reagovat s prvky obsaženými v povlaku, tím pak dochází ve zvýšené míře k tvorbě nárůstků na řezné hraně [1, 17, 20, 21].

Z dalších vlastností titanu je vhodné si všimnout jeho chování při tření. Jeho negativní vlastností je vysoký součinitel tření, nabývající u smykového tření materiálu titan-titan hodnoty až 0,47 (ocel-ocel jen 0,1) a náchylnost k zadírání. Navíc ke zmenšení součinitele tření nelze použít běžných maziv, jisté zlepšení vykazuje pouze mazání grafitem. Účinnějším postupem je úprava povrchu titanu např. nitridací. Titan má také ve srovnání s jinými běžnými materiály velký otěr a tato vlastnost se nemění při různém obsahu nečistot, ani není možné ji ovlivnit změnou povrchové tvrdosti [1, 11].

1.2.4.3. Svařitelnost

Titan má dobrou svařitelnost, protože je však za zvýšené teploty velmi reaktivní a pohlcuje snadno kyslík, dusík a vodík, je nutné jej svařovat v ochranné atmosféře. Také některé fyzikální vlastnosti mají výrazný vliv na podmínky svařování titanu, jedná se především o velký měrný elektrický odpor, malou tepelnou vodivost, a také jeho vysokou teplotu tání. Díky reakcím titanu s plyny nelze použít svařování kyslíkoacetylenovým, nebo kyslíkovodíkovým plamenem, není vhodné ani svařování pod tavidlem či použití obalených elektrod. Pokud je to možné, nahrazují se tedy tyto způsoby svařování odporovým svařováním, popřípadě svařováním v ochranné atmosféře. Svařování titanu s jinými kovy je velmi obtížné, proto je lépe v těchto případech použít pájení či lepení [1, 17].

1.2.5. Chemické vlastnosti

Chemicky je titan velmi reaktivní kov. V řadě prvků je mezi hořčíkem a beryliem, přesto je však dobře známa jeho velká odolnost proti korozi, která převyšuje v některých prostředích i speciální antikorozivní slitiny. Titan výborně odolává roztokům chloridů a jeho odolnost proti mořské vodě je lepší než u nerezavějících austenitických ocelí. Je možné jej v tomto směru přirovnat k platině. Dále titan dobře odolává kyselině dusičné, zředěné kyselině chlorovodíkové, sírové i některým zásadám. Korozivně však na něj působí koncentrovaná kyselina sírová, chlorovodíková, či fosforečná, chlor a peroxid vodíku. Snadno se také rozpouští v kyselině fluorovodíkové.

Výborná korozní odolnost titanu je dána jeho schopností pasivace. Pasivaci titanu, tzn. vytvoření povrchové ochranné vrstvy, napomáhá přítomnost oxidačních látek. Působí tak kyslík (i vzdušný) nebo např. kyselina dusičná, které na titanu vytvoří ochrannou vrstvu oxidu. Na pasivaci titanu dobře působí také vlhkost, dobrá korozní odolnost ve vodných roztocích je způsobena disociací vody. Vlastní povrchová vrstva je tvořena oxidem titaničitým. Téměř okamžitě po kontaktu se vzdušným kyslíkem se vytvoří vrstva o tloušťce 12 až 17 Å, což způsobí zvýšení korozního potenciálu [1, 11, 17].

Velmi vhodné chemické vlastnosti titanu a jeho slitin předurčují tyto materiály k použití v lékařství. Implantáty vyrobené ze slitin titanu jsou lidským tělem bez problémů snášeny, proto hovoříme o titanu jako o biokompatibilním materiálu.

1.3. Výskyt a výroba titanu

I přesto, že titan je v přírodě hojně rozšířen, je jeho výsledná cena vysoká. To je způsobeno především náročnou výrobou, která díky jeho vysoké reaktivitě musí probíhat ve vakuu a také ne všechny rudy, které obsahují titan, je možné pro jeho výrobu použít.

Průměrný obsah titanu v zemské kůře činí 0,61 %. Jedná se tedy o prvek, který je v přírodě značně rozšířen a bývá obsažen téměř v každé půdě. Velký obsah titanu v zemské kůře lze snadno vysvětlit tím, že velmi mnoho minerálů obsahuje jeho sloučeniny a to v různém množství. Sloučeniny titanu byly zjištěny ve vyvřelinách, usazeninách, ale také v rašelině i v uhlí a dokonce i v rostlinách, či v plážovém písku. Celkem bylo mineralogicky popsáno více než 430 nerostů s obsahem titanu, pro jeho výrobu je však možno využít pouze některé z nich. Jako výrobní surovina se nejčastěji využívá **ilmenit**, který slouží až pro 90 % z celkové výroby titanu. Důvodem je vysoký obsah TiO_2 , který je v ilmenitu 40 až 60 %. Dalšími významnými rudami jsou **rutil**, **perovskit**, a také **titanit**, neboli sfen [1, 6, 22].

Těžba titanu se soustřeďuje především ve státech s vysokou zásobou titanových rud. Jejich základní přehled můžeme vidět následující tabulce.

<i>Stát</i>	<i>Ilmenit</i>	<i>Rutil</i>
JAR	1,03 Mt	131 kt
Austrálie	940 kt	480 kt
Kanada	700 kt	---
Sierra Leone	---	100 kt

Tab. č. 4: Těžba titanových rud v roce 2012 [6].

Největší zásoby obou hlavních rud titanu má Čína 200 Mt, Austrálie 118 Mt a Indie 92 Mt. Celosvětové zásoby ilmenitu se pohybují okolo 650 Mt, zásoby rutilu se pohybují na úrovni 700 Mt. Z evropských zemí má nejvyšší těžbu i potvrzené zásoby ilmenitu a rutilu Ukrajina. Na území ČR nejsou evidována žádná ložiska titanových rud, veškerá domácí spotřeba je hrazena dovozem. V roce 2010 bylo importováno 155 kt titanových rud a jejich koncentrátů a 1030 t kovového titanu. V roce 2010 bylo ve světě vytěženo 6,3 milionu tun titanových minerálů, ovšem pouze malá část (okolo 5 %) titanového koncentráту je každý rok využita na výrobu kovového titanu. Největší část je využita na výrobu oxidu titaničitého (TiO_2), který je velmi kvalitním a zdravotně nezávadným bílým pigmentem. Oxid titaničitý, nazývaný také jako titanová běloba je častou surovinou pro výrobu barev, plniv do plastických hmot, kosmetických přípravků, nebo nachází využití ve sklářském a keramickém průmyslu. Díky tomu, že prochází trávicím traktem zcela nezměněn, používá se také k bělení zubních past či mléka [6, 22, 23].

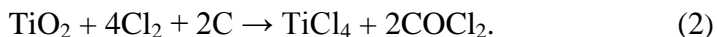
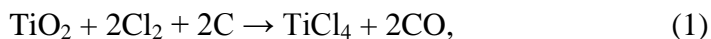
1.3.1. Krollův proces

Výroba kovového titanu je poměrně obtížná, a to díky jeho velké schopnosti slučovat se za vyšších teplot především s kyslíkem, dusíkem i jinými prvky. Po objevení titanu trvalo poměrně dlouhou dobu, než se podařilo vytvořit takovou metodu výroby, která by byla provozně realizovatelná. Titan je možné vyrábět několika způsoby, avšak nejpoužívanější je takzvaná Krollova metoda, která bude popsána podrobněji.

Jednou z prvních metod, která umožnila výrobu titanu, byla Hunterova metoda. Tímto způsobem byl již roku 1910 vyroben čistý titan redukcí chloridu titaničitého sodíkem. Výroba

pomocí této metody však byla velmi nákladná. Proto byla v letech 1937 až 1942 vypracována Krollova metoda, která se používá dodnes [1].

Krollova metoda spočívá v redukci chloridu titaničitého hořčíkem nebo sodíkem. Protože chlorid titaničitý se v přírodě volně nevyskytuje, prvním krokem Krollovy metody je jeho výroba chlorací rutilu nebo ilmenitu. U rutilu je proces chlorace jednodušší než u ilmenitu a probíhá podle následující reakce:



Chlorid titaničitý vzniká v párách a poté kondenzuje jako nažloutlá kapalina. Před vlastním Krollovým procesem se chemicky čistí a destiluje.

Následuje vlastní redukce tohoto chloridu. Redukce hořčíkem je běžnější a je založena na pozvolném přivádění chloridu titaničitého do roztaveného hořčíku a reakci je možné popsat následující rovnicí:



Aby se zabránilo kontaminaci kyslíkem nebo dusíkem v průběhu procesu, je nutné jej provádět v ochranné atmosféře inertního plynu, kterým je nejčastěji argon či helium. Samotný proces redukce probíhá v ocelových vakuově těsných nádobách za teplot okolo 900 °C a může trvat i několik dní.

Výsledným produktem je titanová houba, která se usazuje na stěnách kelímku i nad hladinou roztaveného hořčíku. Nezreagovaný hořčík a vzniklý chlorid hořečnatý se odstraní promýváním kyselinou chlorovodíkovou nebo vakuovou destilací. Titanová houba se pak slisuje do tvaru elektrody, která se přetavuje v elektrické obloukové peci na kompaktní kov.

Modifikací původního Krollova postupu je Maddexův-Eastwoodův postup, který spočívá v redukci plynného chloridu titaničitého kapalným hořčíkem za zvýšeného tlaku. Produktem je suspenze kovového titanu v tavenině chloridu hořečnatého. Suspenze z redukční pece kontinuálně odtéká do elektrické pece, kde dojde k odpaření nezreagovaného hořčíku a chloridu hořečnatého.

[1, 6, 22]



Obr. č. 10 a 11: Titanová houba [24], [25].

1.4. Slitiny titanu jejich rozdělení a vlastnosti

Jak můžeme vidět z kapitoly 1.1., patří titan mezi moderní kovy zavedené do výroby teprve v šedesátých letech dvacátého století. Rychlý rozvoj jeho využití, a to zejména v letectví a raketovém průmyslu podnítl rozsáhlý výzkum jeho vlastností a také možností jak tyto vlastnosti zlepšit přidáváním dalších kovů, tedy tvorbou slitin na bázi titanu. Ve výzkumu bylo vyvinuto více než 100 typů slitin, avšak do běžné výroby bylo zavedeno pouze několik základních. Výzkum titanových slitin však pokračuje i v současnosti a je zaměřen především na slitiny pro speciální aplikace, jedná se o slitiny pro použití za zvýšených teplot, dále na biokompatibilní slitiny, využití speciálních vlastností některých titanových slitin a také na výrobu titanu pomocí práškové metalurgie [1, 4, 10].

Titan tvoří základ mnoha technických slitin. Při jejich dělení lze vycházet z různých hledisek, jako jsou například vlastnosti či použití, nejobvyklejší je ovšem rozdělení podle struktury v rovnovážném stavu. Jako legujících přísad se nejčastěji využívá Mn, Al, Cr, Fe, V, Mo a Cu. Titan má dvě alotropické modifikace (α a β) s teplotou transformace 883 °C. Příkladové prvky se mohou v obou modifikacích titanu rozpouštět úplně nebo částečně a tvořit roztoky α a β , které mají zachovanou mřížku dané modifikace titanu. Některé prvky se navíc s titanem slučují a tvoří intermetalické sloučeniny [1, 26, 27].

1.4.1. Základní rozdělení slitin titanu podle struktury

Podle konečné struktury, vytvořené při pomalém ochlazení z teploty žíhání, se slitiny titanu rozdělují na [26]:

- slitiny α ,
- slitiny pseudo α ,
- slitiny $\alpha + \beta$,
- slitiny pseudo β ,
- slitiny β .

Výsledná struktura titanových slitin je ovlivněna přidavkem různých prvků, které stabilizují buďto fázi α , nebo β . Základní výčet těchto prvků je uveden v následujících dvou odstavcích, stejně tak jako jejich vliv na rovnovážný diagram a vlastnosti výsledné slitiny.

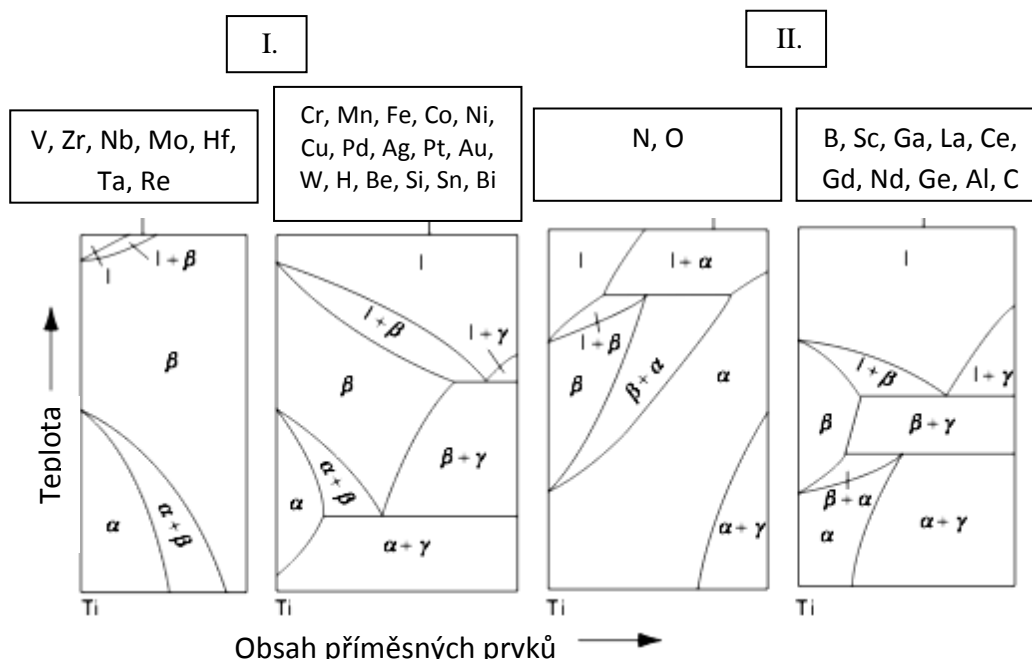
α stabilizátory – jsou prvky zvyšující teplotu fázové přeměny $\alpha \rightarrow \beta$, rozšiřují tím oblast fáze α a vznikají tak slitiny, které se skládají z tuhého roztoku daného prvku v α titanu.

- mezi tyto prvky patří Al, O, N, C. Praktické využití pro výrobu slitin má však pouze Al, protože O, N a C jsou nečistoty a již malé množství těchto nekovových prvků značně zvyšuje tvrdost a křehkost slitin, proto je nutné udržet jejich obsah minimální.

β stabilizátory – tyto prvky naopak teplotu fázové přeměny $\alpha \rightarrow \beta$ snižují, tím se omezuje oblast α a rozšiřuje se oblast β . Díky tomu je možné dosáhnout ve výsledné struktuře směs obou fází α a β , nebo při dostatečně vysokém obsahu β stabilizátorů zůstává tuhý roztok β zachován až do normální teploty jako fáze stabilní.

- prvky V, Nb, Mo, Ta umožní zachování tuhého roztoku β až do pokojové teploty, prvky Cu, Si, Cr, Mn, Fe, Co, Ni potom způsobí, že při nízké teplotě se tuhý roztok β rozpadá eutektoidní přeměnou.

[1, 26]



Obr. č. 12 [61]: Rovnovážný diagram Ti slitin s prvky, které:
 I – Zvyšují transformační teplotu,
 II – Snižují transformační teplotu.

1.4.1.1. Slitiny typu α

Jak již bylo uvedeno v předcházejícím textu, hlavním legujícím prvkem v α slitinách je hliník, obvykle však tyto materiály obsahují i neutrálně působící cín a zirkon. Slitiny typu α se vyznačují velkou tepelnou stabilitou, dobrou pevností a odolností proti křehkému porušení i za velmi nízkých teplot. Mají také dobrou žírupevnost do 300 °C. Oproti β slitinám se však vyznačují horší kujností a dále nemohou být na rozdíl od β slitin (díky vysoké stabilitě α struktury) zpevněny tepelným zpracováním. α slitiny jsou méně korozně odolné, ale jejich výhodou je oproti čistému titanu vyšší pevnost [26, 28].

1.4.1.2. Slitiny typu pseudo α

Do základní báze slitiny typu α je přidáno malé množství legujících prvků stabilizujících a zpevňujících fázi β . Abychom mohli hovořit o pseudo α slitinách, nesmí být obsah fáze β vyšší než 6 hm%. Tyto slitiny mají pevnost o 10 až 20 % větší než slitiny α a lepší tvařitelnost za pokojové teploty, a to díky přítomnosti fáze β která vykazuje větší plasticitu než má fáze α [26].

1.4.1.3. Dvofázové slitiny typu $\alpha + \beta$

U titanových slitin vzniká dvofázová struktura velmi snadno, proto se v této skupině nachází velký počet slitin. Vzájemný poměr fází α a β je dán charakterem rovnovážného diagramu, obsahem legujících prvků a podmínkami tepelného zpracování. Rozhodující vliv má také to, zda prvek stabilizující fázi β má v této fázi velkou nebo malou rozpustnost. Při pokojové teplotě slitiny typu $\alpha + \beta$ obvykle obsahují 10 až 50 % fáze β . Ve dvofázových slitinách titanu se mohou vyskytovat různé struktury v závislosti na jejich složení. Mohou být tvořeny buď rovnoosými zrny, nebo lamelami obou tuhých roztoků, případně směsí těchto dvou morfologií. Základní předností dvofázových slitin je velká pevnost při normální teplotě

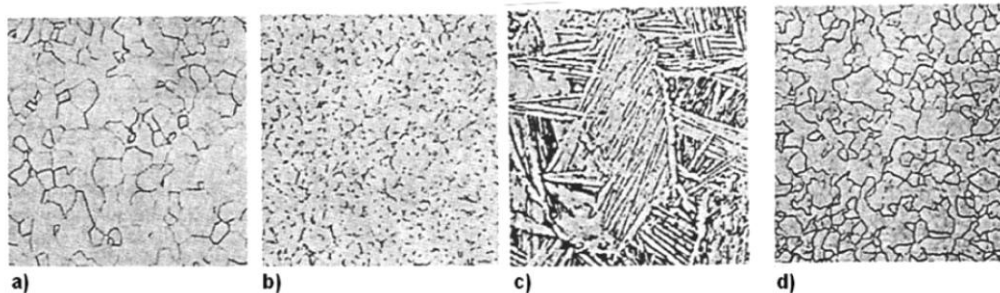
a u některých slitin také dobrá tvařitelnost za studena. Oproti slitinám typu α mají také lepší odolnosti proti únavovému porušování a je možné je vytvrdit tepelným zpracováním. Vytvrzením dojde k výraznému zvýšení meze pevnosti a ke vzniku nestabilních fází, jako je martenzit α' nebo nestabilní β fáze. Nevýhodou však je, že vytvrzené slitiny mají sníženou lomovou houževnatost. Slitiny typu $\alpha + \beta$ jsou velmi často používány, používají se především pro silově zatížené součásti, jako jsou lopatky turbín a kompresorů, součásti leteckých draků, spojovací elementy či pro výrobu sportovního vybavení. Nejvýznamnějším představitelem této skupiny je slitina Ti-Al6-V4, která je také nejvíce využívanou slitinou titanu [1, 26, 28].

1.4.1.4. Slitiny typu pseudo β

Zvětšováním obsahu β stabilizujících prvků lze postupně docílit až slitiny, v jejichž struktuře se bude nacházet pouze fáze β . Slitiny typu β mohou obsahovat malé množství přísadových prvků stabilizujících fázi α , které přispívají ke zpevnění. U metastabilních β slitin se využívá precipitace fáze α pro vytvrzování slitiny [1, 28].

1.4.1.5. Slitiny typu β

Slitiny titanu typu β jsou bohaté na β stabilizátory ale chudé na α stabilizátory, takže β struktura může být vhodnou rychlostí ochlazování zcela zachována až do pokojových teplot. Předností těchto slitin je velmi dobrá tvařitelnost za normální teploty, která je dána bcc mřížkou a vysoká pevnost až do teploty 500 °C. Nedostatkem je však vyšší hmotnost než u jiných slitin titanu a vysoká cena, protože tyto slitiny obsahují velké množství přísadových prvků, kterými jsou především kovy s velkou měrnou hmotností a vysokou teplotou tání, jejichž výroba v požadované čistotě je velmi obtížná a nákladná. Významnou nevýhodou je také citlivost β slitin na nečistoty, zejména kyslík a uhlík, které silně potlačují stabilitu fáze β a zhoršují svařitelnost. V minulosti měly β slitiny spíše omezené použití (např. pružiny, upínací prvky) tam, kde byla požadována vysoká pevnost. V posledních letech však získaly tyto slitiny větší pozornost, především proto, že jejich lomová houževnatost vyhovuje zvýšeným požadavkům u vesmírných konstrukcí [1, 26, 28].



Obr. č. 13 [28]: Typické příklady mikrostruktury pro slitiny Ti.

a) struktura α ; b) struktura $\alpha + \beta$; c) struktura $\alpha + \beta$; d) struktura β

1.4.2. Tepelné zpracování slitin titanu

V kapitole 1.4 bylo zmíněno, že ne všechny slitiny titanu je možno tepelně zpracovávat, přesto však u některých typů mohou být tímto způsobem zlepšeny jejich vlastnosti. V následujícím textu proto budou uvedeny nejpoužívanější způsoby tepelného zpracování titanových slitin a vliv tohoto zpracování na výslednou strukturu a vlastnosti.

Slitiny titanu se tepelně zpracovávají **žiháním** a **vytvrzováním**. Využívá se především **žihání na odstranění vnitřních pnutí** vzniklých po třískovém obrábění, rovnání či svařování. Další možností je **žihání rekrytalizační**, využívané k odstranění deformačního zpevnění slitin po tváření za studena. Po **izotermickém žihání** slitin dojde ke zvýšení jejich pevnosti a žáropevnosti za současného zachování dobré tvárnosti. **Žihání stabilizační** se od předcházejících způsobů tepelného zpracování liší tím, že před jeho provedením nebyl materiál tvářen za studena, a tedy vyvolání rekrytalizace není hlavním cílem. Toto žihání se využívá pro dosažení stability struktury a pro maximální snížení tvrdosti, cílem je tedy získání optimálních mechanických vlastností kovu pro další zpracování [1, 26].

Vytvrzování $\alpha + \beta$ slitin titanu se skládá z rozpouštěcího ohřevu, kalení a stárnutí. Alotropická přeměna fáze β na α probíhá za podmínek nerovnovážného ochlazování způsobem podobným martenzitické přeměně. Kubická mřížka se mění v hexagonální bezdifuzně a výsledkem je jehlicovitá struktura. Teplota rozpouštěcího ohřevu je volena v oblasti $\alpha + \beta$ tak, aby kalením bylo zachováno co největší množství metastabilní fáze β . Samotné kalení se pak provádí do vody. Transformace tuhého roztoku β na přesycený tuhý roztok α' však u většiny slitin tvrdost výrazně nezvyšuje, proto po kalení následuje nový ohřev – stárnutí [16, 26].

1.4.3. Slitiny titanu se speciálními vlastnostmi

1.4.3.1. Titanová intermetalika

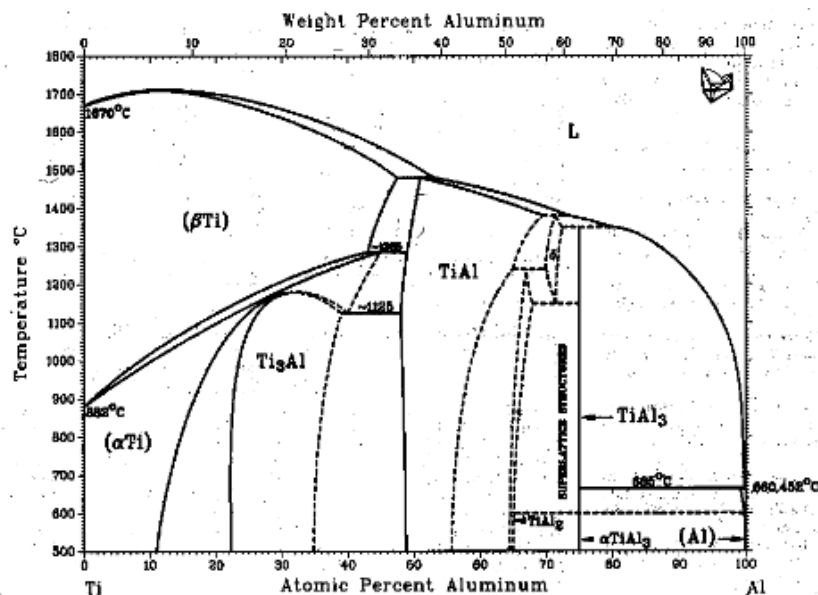
Slitiny na bázi intermetalických sloučenin tvoří zvláštní skupinu kovových materiálů využívaných v různých oblastech techniky, zejména však pro vysokoteplotní aplikace. Intermetalika jsou tedy takové slitiny kovů, které se svou strukturou i vlastnostmi liší od jednotlivých svých složek, mají přesné chemické složení, jejich atomy jsou v krystalové mřížce uspořádány a pro jejich popis se obvykle využívá chemická symbolika [28, 29].

Aluminidy titanu, tedy titanová intermetalika TiAl a Ti_3Al se řadí do skupiny žárovevných pseudoslitin titanu. Oba tyto materiály mají dobrou žáruvzdornost a jejich žárovevnost je vyšší než u běžných titanových slitin, je možné ji srovnávat se žárovevností slitin niklu. Mohly by být použity na výrobu součástí pracujících při teplotách dosahujících až 900°C . Jejich nedostatkem je však velmi malá tvárnost za teplot do 600°C a tedy obtížné zpracování na požadovaný tvar součásti. Nejatraktivnější vlastností těchto materiálů je jejich nízká měrná hmotnost [26].

Tabulka č. 5 ukazuje srovnání titanových intermetalik s niklovými superslitinami. Můžeme říci, že hodnoty většiny jejich mechanických vlastností jsou obdobné, hustota titanových intermetalik je však 2x menší a díky tomu nacházejí tyto materiály využití především v leteckém průmyslu.

Vlastnost	Slitiny $\text{Ti}_3\text{Al} - \alpha_2$	Slitiny $\text{TiAl} - \gamma$	Ni – superslitiny
Hustota [$\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$]	4,1 – 4,7	3,8 – 4,0	8,3
E – Youngův modul [GPa]	120 – 145	160 – 175	200
Tažnost [%]	2 – 5	1 – 3	3 – 5
Mez pružnosti [MPa]	700 – 990	400 – 650	1100
Teplotní vodivost [$\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$]	7	22	11
Max. teplota stability fáze [$^\circ\text{C}$]	1180	1440	1450
Creep limit [$^\circ\text{C}$]	750	900	1090
Limit oxidace [$^\circ\text{C}$]	650	900	1090

Tab. č. 5: Vlastnosti titanových intermetalik a Ni superslitin [30].

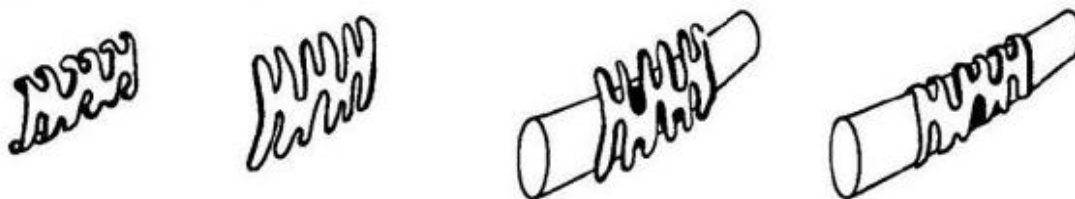


Obr. č. 14: Binární diagram Ti-Al [30].

1.4.3.2. Jev tvarové paměti

Jev tvarové paměti byl poprvé experimentálně pozorován a fyzikálně vysvětlen na poněkud exotické slitině zlato-kadmium (Au-Cd) v roce 1951. Aktivita výzkumu v tomto oboru významně vzrostla až po roce 1963, kdy bylo toto chování náhodně pozorováno u slitiny NiTi vyvíjené původně jako antikorozní materiál. Tento materiál se řadí do skupiny titanových intermetalik a jeho komerční název je Nitinol. [31, 32].

Slitina Nitinol je obvykle složena z 55 až 56 % niklu a 44 až 45 % titanu. Je velmi citlivá na změny ve složení, protože již malé odchylky mohou značně ovlivnit její výsledné vlastnosti. Existují dva základní typy Nitinolu. První označujeme jako superelastický, který je charakteristický výraznou elasticitou a odolností proti lomu. Jeho nejčastější využití je v ortodoncii, nebo například při výrobě brýlí. Druhý typ zařazujeme to takzvaných „shape memory alloys“, tzn. slitin s tvarovou pamětí, které mají široké uplatnění. Tyto materiály se používají pro výrobu spojek potrubí, které nelze z různých důvodů svařovat, dále to mohou být prvky regulující teplotu, či pro superplastické aplikace. Výraznou oblastí jejich využití jsou aplikace medicínské, kde se využívá jak výborné biokompatibilitu, tak možnosti silového působení tohoto materiálu na postiženou oblast, díky tvarové paměti. Příkladem může být svorka sloužící pro léčbu zlomeniny žeber. Princip její funkce je znázorněn na obrázku č. 15. Nejprve se svorka přiloží na zlomené žebro, poté dojde k jejímu ohřátí, tím ke změně tvaru a spojení žeber. Tyto svorky výrazně zjednodušují průběh operace a díky tomu zkracují dobu léčby [32, 33].



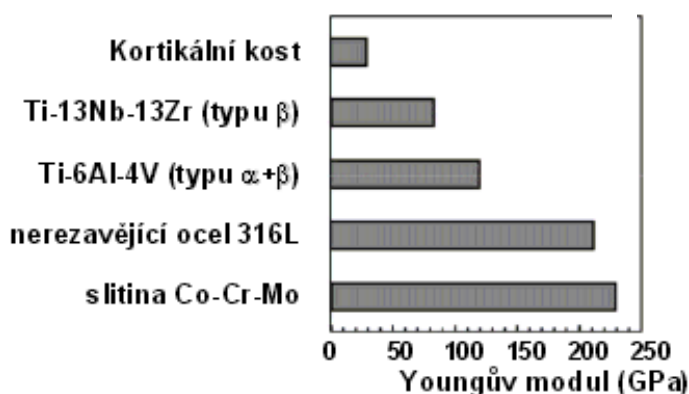
Obr. č. 15: Svorka pro léčbu zlomeniny žeber [33].

Samotný jev tvarové paměti je pak založen na principu vratné orientované martenzitické transformace. Kov, u kterého se tato vlastnost vyskytuje, přechází při určité teplotě z jedné krystalové struktury do jiné. To je vyvoláno snahou slitiny udržet se v energeticky nejvýhodnějším stavu. Pro vyvolání tohoto jevu se materiál nejdříve ochladí pod teplotu martenzit start a tím dojde k vytvoření martenzitické struktury, součást je zdeformována, tím se změní její tvar a vytvoří se nejvýhodnější orientační varianta martenzitu. Po ohřevu vzorku nad teplotu austenit start, dojde k transformaci martenzitu na austenit a návratu do původního tvaru [26, 34].

1.4.3.3. Biokompatibilní slitiny titanu

Při výběru vhodného materiálu pro konstrukci tělních implantátů hraje dominantní roli požadavek vyhovující biokompatibility, neboli biologické snášenlivosti. Za biokompatibilní považujeme materiály, které jsou netoxické, nekarcinogenní, nezpůsobují žádné, nebo jen velmi mírné reakce s lidským tělem, jsou chemicky stálé a odolné proti korozi. Materiály sloužící pro výrobu implantátů musí mít také vhodné mechanické vlastnosti a musí být možné vyrábět z nich součásti složitých tvarů [28, 35, 36].

Titan a jeho slitiny vykazují výbornou biokompatibilitu s malou nebo žádnou reakcí s okolní tkání. Korozní odolnost je zajištěna povlakem TiO_2 , který se při porušení může i v prostředí tělních tekutin jednoduše obnovit. Výhodné jsou také mechanické vlastnosti titanu a jeho slitin. Příznivé hodnoty vrubové houževnatosti a pevnosti zaručují bezpečnost. Důležitým hlediskem je blízkost modulu pružnosti implantátu a lidské kosti. Výrazný rozdíl totiž může například u kloubních implantátů způsobit poškozování kosti v okolí implantátu. Srovnání modulů pružnosti lidské kosti, dvou titanových slitin, nerezavějící oceli a kobaltové slitiny je znázorněno na obrázku č. 16. Z titanových slitin se v lékařství využívá nejvíce slitina Ti-6Al-4V, Ti-6Al-7Nb, či slitina Ti-15Mo. Díky jevu tvarové paměti se často využívá také intermetalická sloučenina TiNi – Nitinol [1, 28, 35, 36].

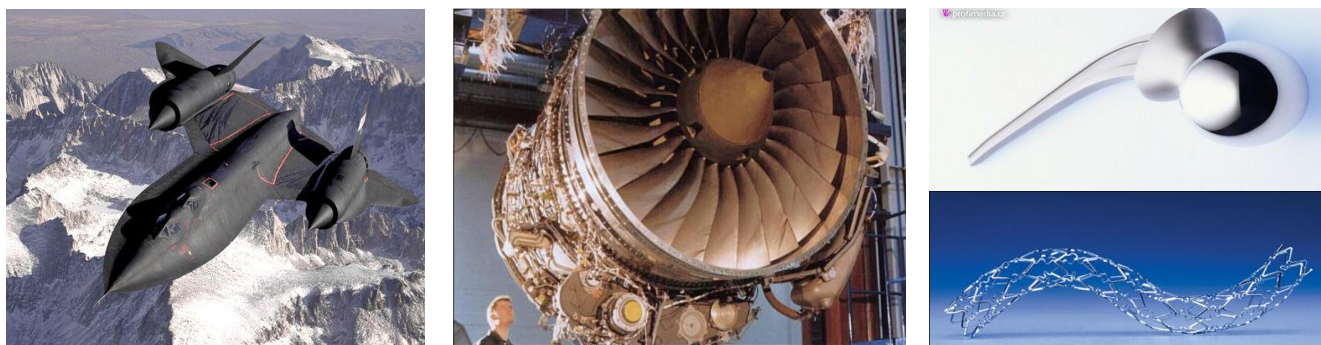


Obr. č. 16: Srovnání modulů pružnosti biokompatibilních materiálů a lidské kosti [28].

1.5. Použití titanu a jeho slitin

Vysoká pevnost, nízká hustota a vynikající korozní odolnost jsou vlastnosti, které předurčují titan pro použití v mnoha různých aplikacích. Z počátku se titan využíval především ve vojenské technice. Jednalo se o strategický materiál, který díky své nízké

hmotnosti nalézal uplatnění především v letectví, raketách, ale také v balistických střelách. Teprve od 60. let 20. století se pozvolna použití titanu rozšiřovalo i pro civilní účely. Titan a jeho slitiny jsou základním materiálem při výrobě skeletů nebo povrchových ochranných štítů kosmických objektů (družice, vesmírné sondy, vesmírné stanice). V leteckém průmyslu se titan používá pro výrobu namáhaných součástí konstrukce letadel, či na výrobu lopatek tryskových motorů. Díky svým mechanickým vlastnostem se uplatňuje při výrobě sportovního náčiní. Chemická odolnost a odolnost proti korozi umožňuje titan použít v konstrukci lodí a nejrůznějších součástí odolávajících mořské vodě či jiným agresivním prostředím například v chemickém či petrochemickém průmyslu. Nezastupitelnou roli má tento materiál v lékařství a to jak díky svým výhodným mechanickým vlastnostem, biokompatibilitě, tak díky tvarové paměti některých jeho slitin. Titanové slitiny se používají na výrobu kloubních a zubních implantátů, cévních stentů, kostních šroubů, dlah, drátů ale také chirurgického náčiní. S titanem se dále můžeme často setkat jako s materiálem pro výrobu luxusních šperků a hodinek. Čistý titan se používá zejména jako přísada do speciálních slitin a oxid titaničitý (TiO_2) slouží jako velmi kvalitní bílý pigment, který je označován jako titanová běloba [1, 6, 16, 23, 37].



Obr. č. 17: Příklady použití titanových slitin [38, 39, 40].

2. Únava materiálu

Následující část této práce bude věnována únavě materiálu. Budou uvedeny základní teoretické poznatky o únavovém procesu, únavovém porušování a jejich vlivu na životnost materiálu, ale také o fraktografii únavového lomu. Tyto informace jsou důležité z hlediska hodnocení únavového chování materiálů a predikce jejich životnosti, což umožňuje v praxi stanovit taková opatření, která zamezí vzniku trhliny v dané součásti za provozu, nebo umožní její včasnou opravu či výměnu tak, aby nemohlo dojít k závažnější havárii způsobené náhlým lomem.

Na kapitolu únavy materiálu naváže pak ve 3. části kapitola věnovaná únavovým vlastnostem titanu a jeho slitin. Zde bude podrobněji rozebráno chování jednotlivých typů titanových slitin a také budou uvedeny informace o únavových vlastnostech slitiny Ti-Al3-V2,5.

2.1. Historie

Historicky první výskyt únavových lomů je spojen s vývojem konstrukcí, které obsahovaly součásti podrobené cyklickému působení vnějších sil. Patřily mezi ně například osy železničních vagónů či součásti parních strojů. Jako odezva na provozní lomy vznikla snaha laboratorně stanovit mechanické charakteristiky, které by umožnily výpočet životnosti takto zatěžovaných součástí. Výzkum únavy materiálů vstoupil tedy do popředí s nástupem průmyslové revoluce, zejména s budováním těžkého průmyslu a železniční dopravní sítě na počátku 19. století. Nejstarší záznamy prvních poznatků o poruchách důlních řetězů v důsledku cyklického zatěžování pocházejí od německého inženýra W. A. J. Alberta, první systematické experimenty však začal provádět o 23 let později August Wöhler a jeho empirické závěry mají obecnou platnost dodnes.

V počátcích druhé poloviny 19. století se prosadila myšlenka, že bez poznání zákonitosti a podstaty procesů probíhajících při cyklickém namáhání součástí není možný další výrazný pokrok v oblasti optimálního využití stávajících materiálů a návrhu nových materiálů pro součásti pracující v podmínkách únavového zatěžování. Přispěl k tomu i vývoj moderní techniky, projektování rychloběžných strojů, ocelových konstrukcí, rozvoj letecké techniky atd., kladoucí stále se zvyšující nároky na konstrukci [41, 42, 43].

2.1.1. Stručný přehled historie

1829	Albert	První poznatky o únavových lomech důlních řetězů.
1339	Poncelet	První formulace pojmu "únava materiálu"
1837	Rankine	Popis krystalizační teorie únavy.
1849	Stephenson	Zabývá se spojitostí mezi lomy železničních náprav a únavou materiálu.
1850	Braithwaite	První použití termínu únava materiálu.
1871	Wöhler	Publikace výsledků dvacetiletého výzkumu lomů železničních náprav, formulace empirických závěrů, vynalezl zkoušku ohybem za rotace, sestrojil S-N diagram - Wöhlerova křivka, stanovení mezního napětí, pod nímž k únavovým lomům již nedochází (mez únavy)
1871	Bauschinger	Vyvinul zrcadlový extensometr s citlivostí 10^{-6} a studoval nepružnou deformaci.
1886	Bauschinger	Navrhnul cyklický "přirozený limit elasticity" pod kterým by nemělo dojít k únavovému lomu
1903	Ewing/ Humfrey	Objev postupových čar, únavových trhlin a růst únavových trhlin do porušení, vyvrátil krystalizační teorii.
1910	Baird	Potvrdil Bauschingerovu teorii "přirozené meze pružnosti" a Wohlerovu teorii únavové životnosti
1910	Basquin	Vypracoval exponenciální závislost únavové životnosti
1915	Smith/ Wedgewood	Oddělil cyklické plastické napětí od celkového plastického napětí
1921	Griffith	Vypracoval lomová kritéria a uvedl do souvislosti lom a růst délky trhliny

1927	<i>Moore/ Kommers</i>	Kvantifikoval data pro vysokocyklovou únavu pro mnoho materiálů v publikaci "The Fatigue of Metals"
1930	<i>Goodman/ Sodeberg</i>	Nezávisle na sobě určili vliv středního napětí na únavové chování.
1937	<i>Neuber</i>	Publikoval Neuberovu rovnici pro koncentraci napětí ve vrubu
1953	<i>Peterson</i>	Publikoval "Konstrukční činitele koncentrace napětí" za předpokladu přítomnosti většího počtu vrubů
1955	<i>Coffin/ Manson</i>	Nezávisle na sobě uveřejnili zákonitosti napětově závislé nízkocyklové únavy (Mansonov-Coffinovo pravidlo)
1961	<i>Paris</i>	Zabýval se únavovou lomovou mechanikou - Parisův zákon pro růst únavové trhliny.

Tab. č. 6: Stručný přehled historie [44].

2.2. Únavový proces

2.2.1. Definice základních pojmů

2.2.1.1. Únava materiálu

Pojem únava materiálu je možné definovat jako proces změn struktury a vlastností daného materiálu spojený s působením časově proměnlivé složky napětí. Postupné rozrušování kovu při tomto způsobu zatěžování má nevratný, kumulativní charakter, který se až v samotném závěru procesu projeví růstem makroskopické trhliny a lomem. Přitom velikost vnějších zatěžujících sil může být tak malá, že její statické působení snáší kov bez známek vnějšího porušení [41, 45, 46].

2.2.1.2. Mezní stav únavy materiálu

Mezním stavem únavy materiálu je definován stav, kdy v důsledku působení časově proměnných dynamických zatížení dojde k poruše funkční způsobilosti součásti [43].

2.2.1.3. Proměnlivé zatěžování

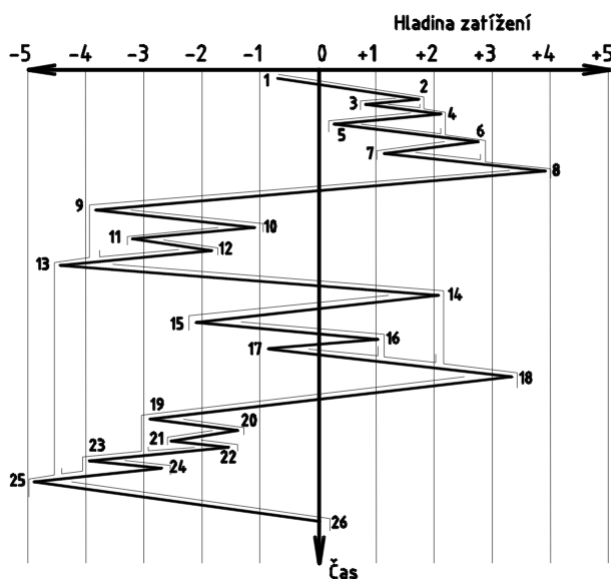
Strojní součásti jsou v praxi běžně vystaveny časově proměnnému průběhu zatěžování. Kmitavý proces může být rozdělen na **deterministický**, kam patří proces **neperiodický** a **periodický**, a dále na **náhodný stochastický**, kam bychom mohli zařadit proces **stacionární** a **nestacionární**. U točivých strojů, například náprav nalézáme cyklický průběh zatěžování, často však se superponovanou náhodnou složkou. U většiny konstrukcí a strojů se vyskytuje zatížení s převládajícím stochastickým (náhodným) průběhem [43, 47].

Díky složitosti časového průběhu zatěžování součástí v praxi, není možné při výpočtech vycházet z reálných podmínek. Proto se tento průběh podmínek zatěžování zjednodušuje. Nejčastěji se využívá náhrady sinusovou zátěžnou křivkou. Abychom mohli tuto náhradu provést, je nutné vědět, zda se skutečně jedná o cyklické zatěžování, což nemusí být v některých případech vždy zcela jasné. Pro tyto případy se využívá k určení jednotlivých

cyklů například tzv. *Metody stékajícího deště*, která bude stručně vysvětlena v následujícím textu.

2.2.2. Teorie stékajícího deště - Rainflow Counting

Princip metody vychází z představy stékání deště po jednotlivých nad sebou uspořádaných střechách. Proud stékajícího deště začíná na každém vrcholu (kladný i záporný lokální extrém). Jestliže je tento vrchol napětíovým minimem (obr. 18 bod 1), zastaví se proud vody na takovém vrcholu (obr. 18 bod 8), za kterým následuje vrchol s minimem, které má nižší hodnotu než výchozí minimum (obr. 18 bod 9). Tímto je dána amplituda půlcyklu mezi body 1 a 8. Podobně, pokud proud deště bude začínat na maximu (obr. 18 bod 2), zastaví se, když dosáhne bodu, za kterým následuje vrchol s vyšší hodnotou maxima, než mělo maximum výchozí (obr. 18 bod 3). Takto vznikne půlcyklus s amplitudou napětí mezi body 2 a 3. Posledním pravidlem je, že proud deště se musí zastavit, setká-li se s proudem stékajícím z vyšší střechy. V obr. 18 je to například proud stékající z bodu 5, který se zastaví, narazí-li na proud stékající z vrcholu 4. V tom případě se započítává cyklus s amplitudou 5-4 [48].



Obr. č. 18: Princip metody stékajícího deště [48].

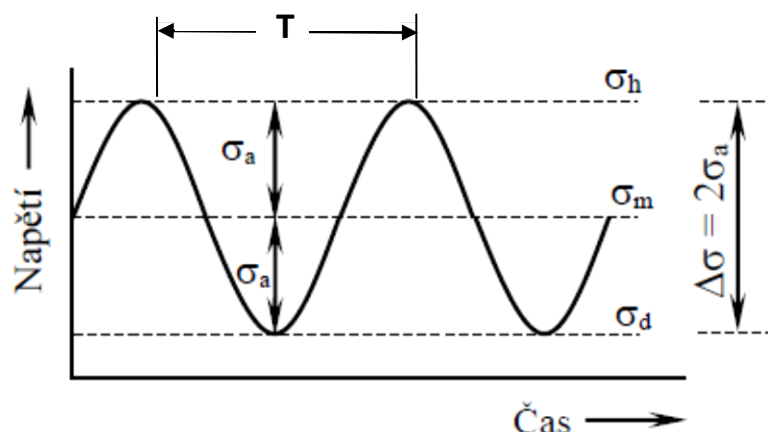
Tato metoda má relativně dobrou přesnost, protože je schopna správně identifikovat všechny vyskytující se cykly a půlcykly.

2.2.3. Základní charakteristiky sinusového cyklu

Jak již bylo řečeno, sinusový cyklus je nejčastěji využívanou aproximací časového průběhu zatěžování součástí. Hodnoty napětí se zde plynule mění od minima do maxima. Protože sinusový cyklus je nejvíce používaný, bude rozebrán poněkud podrobněji.

Při únavovém zatěžování se napětí v součásti mění periodicky od horní hodnoty na hodnotu dolní. Doba trvání jednoho cyklu, tzn. *jeden kmit*, je nejmenší časový úsek, ve kterém se opakuje týž průběh napjatosti. Náhrada složitějšího průběhu zatěžování sinusovou funkcí slouží především pro snadnější vyhodnocení únavových zkoušek [12].

2.2.3.1. Sinusový cyklus [4, 12, 47]



Obr. č. 19: Základní charakteristiky sinusového cyklu [46].

σ_a	–	amplituda napětí	[MPa]
σ_m	–	střední napětí	[MPa]
σ_h	–	horní napětí (σ_{\max})	[MPa]
σ_d	–	dolní napětí (σ_{\min})	[MPa]
T	–	doba kmitu	[s]

Amplituda napětí σ_a - je polovina rozdílu maximálního a minimálního napětí.
- dynamická složka zátěžného cyklu

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad [\text{MPa}] \quad (4)$$

Střední napětí σ_m - průměrná hodnota z horního a dolního napětí
- statická složka zátěžného cyklu

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad [\text{MPa}] \quad (5)$$

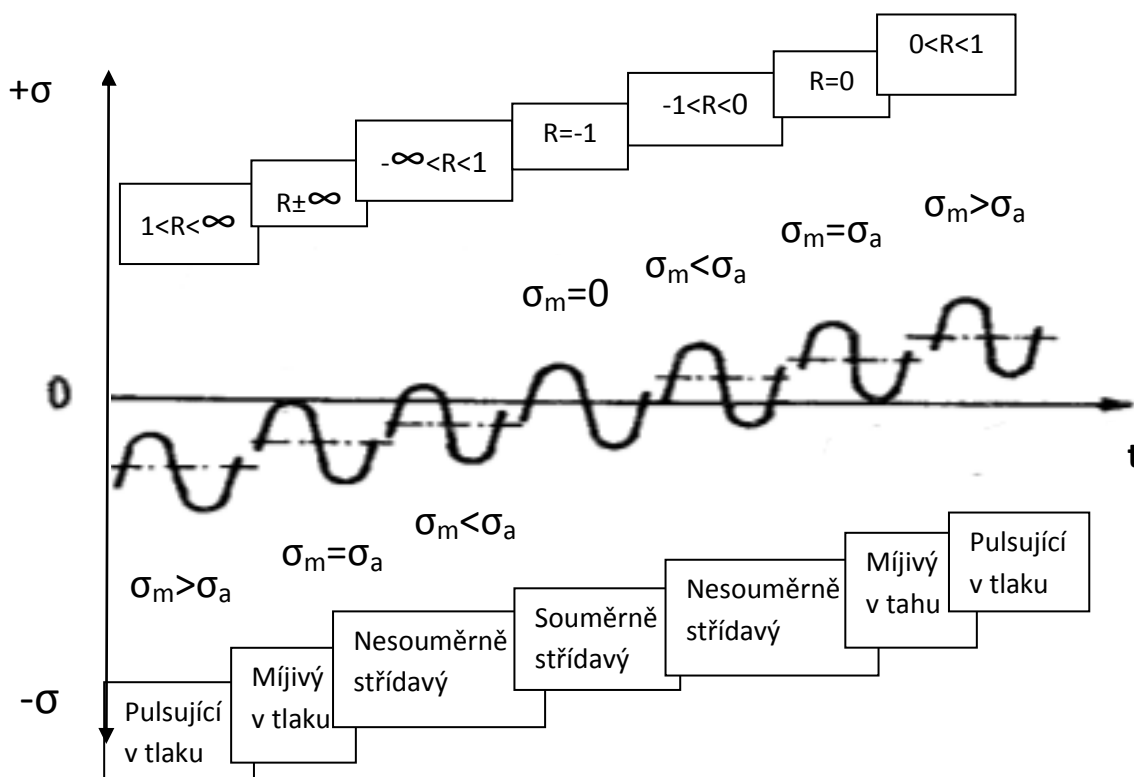
Frekvence f - počet změn za jednotku času

$$f = \frac{1}{T} \quad [\text{Hz}] \quad (6)$$

Rozdíl mezi maximálním a minimálním napětím se označuje $\Delta\sigma$ a je roven $2\sigma_a$. Průběh od středního napětí přes maximální a minimální opět ke střednímu napětí se nazývá jeden **zátěžovací cyklus** [9].

2.2.3.2. Charakteristiky asymetrie cyklu

Z následujícího obrázku je zřejmé, že sinusové cykly se mohou nacházet buď pouze v tahové či tlakové oblasti působícího napětí, nebo mohou zasahovat do obou oblastí současně. Podle jejich umístění diagramu, můžeme rozlišit cyklus **pulsující**, **míjivý**, **střídavý** a dále **nesouměrný** a **souměrný**. Toto rozdělení je určováno pomocí **charakteristik asymetrie**.



Obr. č. 20: Typy cyklů dle nesouměrnosti [43].

Parametry asymetrie cyklu [7,9]:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (7)$$

$$P = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_a} \quad (8)$$

Vzájemný vztah mezi oběma parametry je možné vyjádřit vzorcem:

$$P = \frac{2}{(1-R)} \quad (9)$$

2.3. Únavové poškození

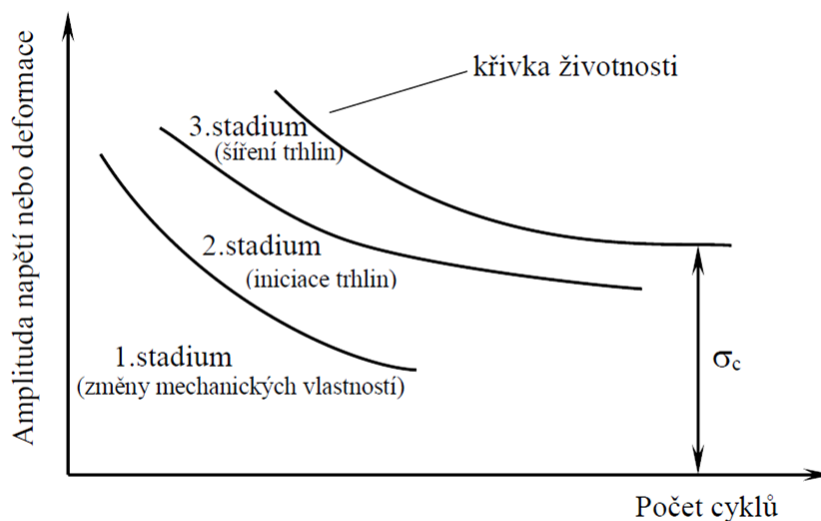
V předcházejícím textu byly uvedeny informace týkající se únavového zatěžování a jeho základních charakteristik. Následující kapitola pak bude zaměřena na účinky cyklického zatěžování na materiál. Budou zde popsána jednotlivá stádia únavového procesu a charakterizován únavový lom, který je typický pro tento druh namáhání součástí.

Charakter zatěžování je určen průběhem napětí. Ten může být buď výše uvedený **sinusový**, což je nejčastější, ale také **trojúhelníkový (pilový)**, **obdélníkový** nebo i jiný.

Zatěžování může být v takzvaném **měkkém režimu** – řízení na konstantní sílu, nebo v **tvrdém režimu** – řízení na konstantní deformaci [4].

2.3.1. Stadia únavového procesu

Podrobíme-li kovový materiál působení proměnlivých vnějších sil, může v jeho struktuře docházet k nevratným procesům, které vedou až k takové míře porušení, jež způsobí závěrečný lom. Únavové chování materiálu je tedy určeno **kumulací cyklické plastické deformace**. Na základě typu nevratných změn, způsobených touto deformací je možné únavový proces rozdělit na tři základní, do jisté míry překrývající se stadia [47, 49].



Obr. č. 21: Stadia únavového procesu [46].

2.3.2. Stadium změn mechanických vlastností

V důsledku vzniku a kumulace cyklické plastické deformace se mění rozložení a hustota dislokací v materiálu, přičemž tyto nevratné změny probíhají v celém objemu vzorku. Odpor materiálu proti cyklické deformaci může růst, pak se jedná o **cyklickém zpevňování**, nebo klesat – **cyklické změkčování**. Za určitých podmínek je možné popsat chování materiálu **cyklickou deformační křivkou**. Při cyklování ovšem nemusí docházet pouze ke změnám mechanických charakteristik, ale mohou se měnit také vlastnosti elektrické, nebo magnetické. [47, 49, 50].

Jak již bylo řečeno, odpor materiálu proti cyklické deformaci se může v průběhu únavového procesu měnit, a to v závislosti na typu materiálu, podmínkách zatěžování a na teplotě. U řady kovů výrazné změny vlastností po jistém počtu cyklů končí, respektive jsou velmi pomalé, dochází tedy k jejich takzvané **saturaci**. Z tohoto hlediska můžeme materiály rozdělit na **saturující** a **nesaturující**. Výsledné strukturní stavy saturovaného materiálu jsou určeny průběhem plastické deformace, tj. pohybem, generací a interakcí dislokací. Pohyb dislokací je dále ovlivňován přítomností strukturních složek, jakými jsou precipitáty, cizí částice či hranice zrn a fází [46, 49].

Na dobu cyklického zpevnění nebo změkčení má rozhodující vliv charakter skluzu dislokací daného materiálu. Na základě tohoto je možné rozdělit slitiny a kovy do 2 základních skupin:

Kovy s vlnitým charakterem skluzu (Cu, Al, Ni, Fe, bronz) – snadný příčný skluz dislokací

Kovy s planárním charakterem skluzu (slitiny Fe-Si, oceli Cr-Ni, α -mosaz) – obtížný příčný skluz šroubových dislokací

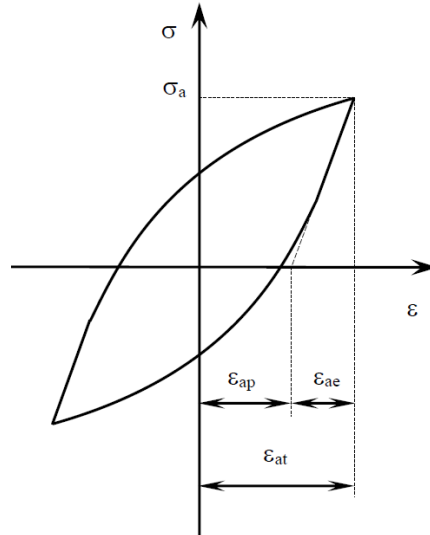
Kritériem pro toto rozdělení materiálů může být charakter skluzových čar na povrch jednosměrně deformovaných vzorků. Cyklické zpevnění i změkčení probíhá u kovů s vlnitým charakterem skluzu výrazně rychleji než u kovů s planárním charakterem. Čím vyšší je energie vrstevné chyby, tím snazší je příčný skluz dislokací a tím více má materiál vlnitý charakter skluzu [41, 47].

Materiály saturující - na začátku zatěžování dochází k velkým změnám, po jistém počtu cyklů jsou však změny tak malé, že je lze prakticky zanedbat.
- typickým příkladem je vyžíhaná Cu, Ni, nízkouhlíková ocel [46].

Materiály nesaturující - ke změnám mechanických vlastností dochází v průběhu celé únavové životnosti (cyklické zpevňování, změkčování). U materiálů cyklicky změkčujících dochází na počátku zatěžování obvykle k menším změnám a teprve po určitém počtu cyklů se změny stanou patrnější.
- příkladem mohou být kovy s planárním skluzem [46].

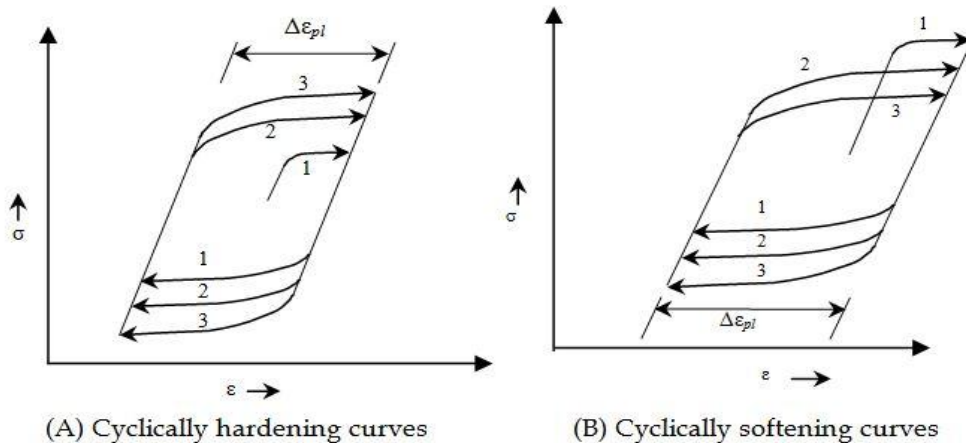
Hysterezní smyčka

Závislost napětí a deformace v každém cyklu zatížení je vyjádřena tzv. hysterezní smyčkou, která je velmi významnou materiálovou charakteristikou, jelikož popisuje plastickou reakci kovu po převážnou dobu jeho životnosti [41].



Obr. č. 22 : Schéma hysterezní smyčky [46].

- σ_a - amplituda napětí
- ε_{ap} - amplituda plastické deformace
- ε_{ae} - amplituda elastické deformace
- ε_{at} - celková amplituda deformace



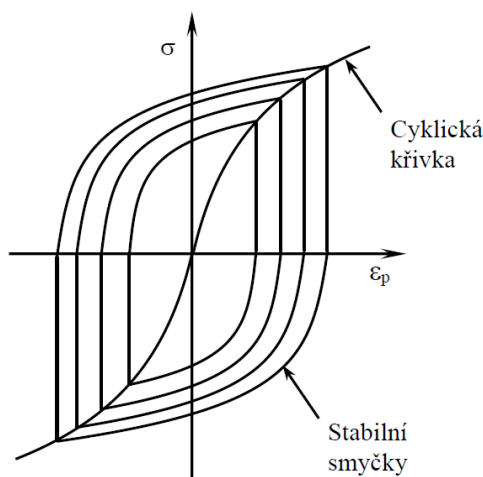
Obr. č. 23: Příklady hysterezních smyček pro cyklicky zpevňující (A) a cyklicky změkčující (B) materiál [51].

Po ukončení zpevňovacích nebo změkčovacích procesů, tzn. po dosažení saturovaného stavu, hysterezní smyčka stabilizuje svůj tvar i velikost. Plocha hysterezní smyčky je rovna deformační energii přeměněné za jeden cyklus na energii tepelnou. Celková energie do lomu je pak dána součtem ploch smyček v jednotlivých cyklech. Plochy hysterezních smyček se mění v průběhu zatěžování pouze ve stádiích cyklického zpevňování či změkčování, jak můžeme vidět na obrázku č. 22. Jelikož tato stadia jsou poměrně krátká, je možné vypočítat celkovou energii do lomu jako součin počtu cyklů do lomu a plochy saturované hysterezní smyčky [41].

Cyklická křivka napětí - deformace

Po skončení cyklického zpevnění popř. změkčení (saturaci materiálu) se již mechanické vlastnosti během dalšího cyklického zatěžování nemění a hysterezní smyčka se ustálí. Spojením vrcholů několika saturovaných hysterezních smyček, odpovídajících různým hodnotám amplitudy a plastické deformace, získáme závislost, která se nazývá **cyklická**

deformační křivka. Tato křivka popisuje závislost amplitudy napětí na amplitudě celkové či plastické deformace a charakterizuje cyklickou plastickou odezvu materiálu během převážné části únavového života [47, 50, 52].



Obr. č. 24: Cyklická křivka napětí – deformace [46].

Průběh cyklické deformační křivky je možné popsat následujícím vztahem

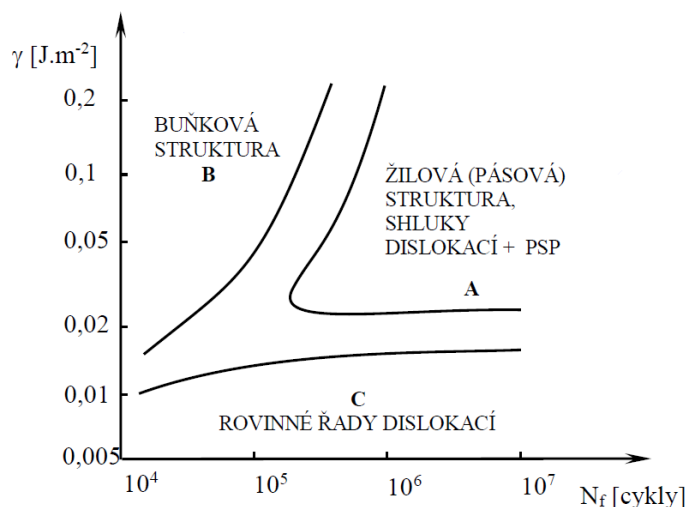
$$\sigma_a = K' \varepsilon_{ap}^{n'} \quad (10)$$

kde **K** je **parametr** a **n** je **exponent cyklické deformační křivky** [50].

Změny dislokační struktury

V průběhu cyklické deformace dochází ve struktuře materiálu k intenzivní generaci dislokací a také k jejich interakci, ať už vzájemné, nebo interakci se strukturními nehomogenitami. V důsledku toho dochází k tvorbě nových stabilních dislokačních struktur s vysokou hustou dislokací. Výsledné dislokační struktury v saturovaném stavu tedy závisí nejen na amplitudě zatěžování, ale také na materiálových charakteristikách. Rozhodujícím parametrem pro vznik daného typu dislokační struktury je charakter skluzu, tedy stupeň obtížnosti či snadnosti příčného skluzu. Základní typy dislokačních struktur v závislosti na počtu cyklů do lomu a energii vrstevné chyby je možno vidět na obrázku č. 24. U **cyklicky zpevňujících** kovových materiálů s obtížným příčným skluzem se vyskytují pouze **rovinné řady dislokací**. U materiálů se snadným příčným skluzem pak **uzavřené dislokační buňky**, při zatěžování s vysokou amplitudou napětí a **žilová (pásová) dislokační struktura**, resp. **shluky dislokací** při zatěžování s nižší amplitudou napětí. Vznikají také **perzistentní skluzové pásy**, které jsou složeny z jemných skluzových pásů viditelných s využitím interferometrických metod. U materiálů **cyklicky změkčujících** se v saturovaném stavu vyskytuje **dislokační struktura buněk** při snadném skluzu a **struktura rovinných řad** pokud je příčný skluz

obtížný. U slitin, které obsahují více než jednu krystalografickou složku pak může docházet i k jiným strukturním změnám, jako například změny chemického složení fází, změny morfologie strukturních složek, či k fázovým transformacím [4, 46, 47, 49].



Obr. č. 25: Typy dislokačních struktur v závislosti na energii vrstevné chyby a počtu cyklů do lomu [46].

2.3.2.1. Stadium vzniku únavových trhlin – iniciace trhlin

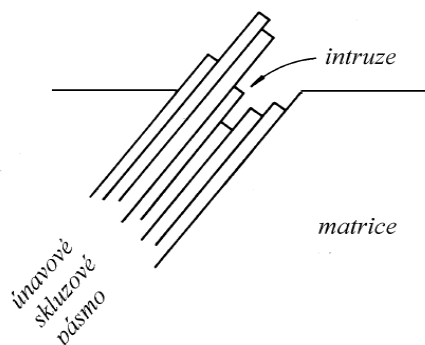
Po ukončení dějů spojených s vývojem dislokační struktury, která zapříčiňuje změny mechanických vlastností materiálu při cyklickém zatěžování, dochází ke vzniku prvních únavových trhlin.

Fáze iniciace únavové trhliny může představovat významnou část únavové životnosti součásti. Únavový proces je velmi citlivý na stav povrchu a únavovou životnost je možné ovlivnit povrchovým zpracováním. Důvodem této citlivosti je fakt, že k nukleaci trhlin u homogenního materiálu dochází vždy na volném povrchu materiálu, a to v místech koncentrace cyklické plastické deformace. Koncentrace plastické deformace samozřejmě souvisí s koncentrací napětí. U strukturně nehomogenních materiálů pak nemusí být nukleace únavové trhliny vždy vázána na povrch. Například částice jiné fáze s odlišnými elastickými vlastnostmi, jako mohou být inkluze, či precipitáty, rovněž působí jako koncentrátoři napětí. Pokud se jedná o vnitřní defekty typu trhlin, stádium nukleace zde zcela chybí [41, 46, 53].

Místa nukleace únavových trhlin

Nukleace trhlin je nevratný proces, kterému předchází dislokační pochody v kritickém objemu materiálu. Základním typem nukleace je nukleace v únavových skluzových pásmech, a to nejen z toho důvodu, že se nejčastěji uplatňuje, ale také proto, že i vlastní nukleaci na hranici zrn či na rozhraní mezi inkluzí a matricí zpravidla předchází postupná tvorba únavových skluzových pásem v blízkosti této hranice nebo inkluze. Únavová skluzová pásma vznikají v důsledku intenzivní tvorby nových dislokací, které se v povrchových vrstvách materiálu seskupují do skluzových pásů v rovinách maximálního smykového napětí. Působením napětí dochází v těchto pásmech ke vzájemnému pokluzu sousedních rovin, takzvaný **kartový skluz**, a tím dochází k vytvoření mikroreliéfu na povrchu vzorku. Pro

výstupky nad povrchem vzorku se užívá název **extruze**, prohlubeniny, tedy části pod původním povrchem se pak nazývají **intruze**. Tyto intruze slouží jako koncentrátoři napětí a mohou vyvolat vznik únavové trhliny [41, 46, 47, 49].



Obr. č. 26: Schema kartového skluzu v perzistentním skluzovém pásu [46].

Mechanismy nukleace únavových trhlín

Pro vlastní nukleaci mikrotrhlín bylo navrženo velké množství modelů. Mechanismy nukleace je však možné rozdělit do pěti základních skupin:

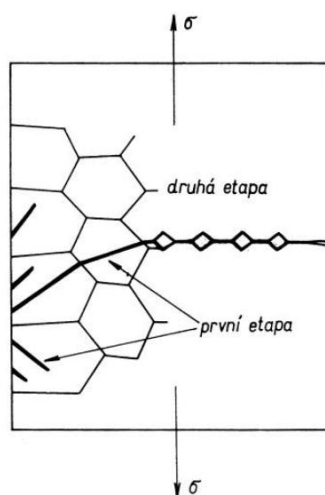
- **Modely nerozlišující mezi intruzí a mikrotrhlinou** – V tomto případě je vznik mikrotrhlíny chápán jako spojitě prorůstání intruze do hloubky, a to pomocí opakovaného skluzu buď na jednom, nebo na dvou skluzových systémech.
- **Nukleace křehkým prasknutím v kořeni intruze** – tato představa jasně rozlišuje mezi intruzí a trhlinou. Mikrotrhlíny se vytváří na ostrých intruzích tehdy, když koncentrace napětí kolem intruzí nemůže být již relaxována skluzovými procesy a maximální napětí přesáhne meziatomové vazebné síly.
- **Vznik trhlín kondenzací vakancí** – při cyklickém pohybu dislokací dochází k tvorbě nadbytečných vakancí, které mohou vytvářet shluky a dutiny. Tyto je možné při dostatečné velikosti považovat za trhliny.
- **Dekoheze krystalu podél skluzové roviny způsobené akumulací dislokací** – v kritických místech se vytváří taková konfigurace dislokací, která vede k lokálnímu zvýšení napětí nebo energie dostačující ke ztrátě koheze a nukleaci mikrotrhlíny.
- **Nukleace na hranicích zrn** – trhlina může v blízkosti hranice vzniknout v únavovém skluzovém pásu. Její tvorbu pak umožňují mechanismy uvedené výše.
[41, 46, 49]

2.3.2.2. Stadium šíření únavových trhlín

Stadium šíření únavových trhlín může mít různou délku v závislosti na druhu materiálu, či způsobu zatěžování. Znalost dějů probíhajících v tomto stadiu umožňuje stanovit dobu do lomu, tedy životnost zatěžované součásti, a díky tomu předejít haváriím zapříčiněným únavovými lomy.

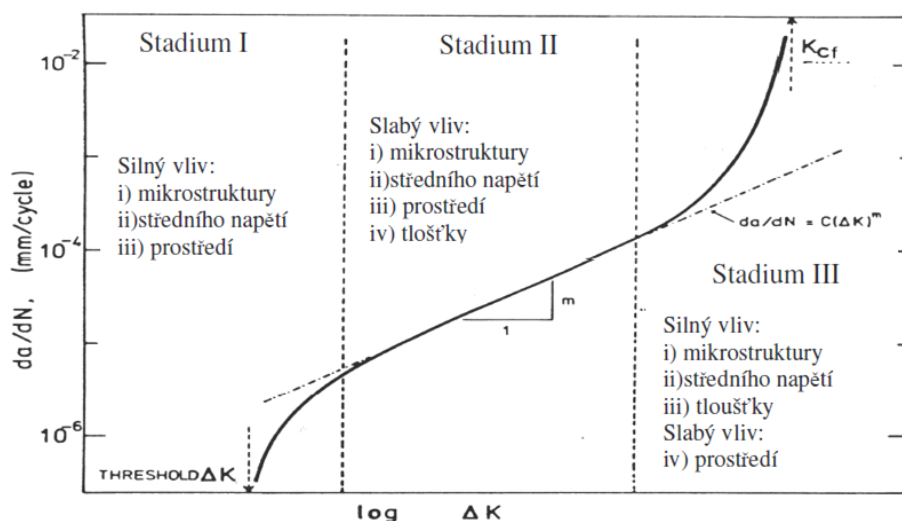
Nukleační stadium končí vytvořením povrchových mikrotrhlín. V průběhu dalšího cyklického zatěžování rostou tyto trhliny nejprve podél aktivních skluzových rovin a vzájemně se propojují. Většina z nich se však brzy zastavuje a jen menší počet proniká do

hloubky větší než desítky μm . S narůstající délkou (směrem od povrchu) se trhliny vychylují z aktivních skluzových rovin a stáčí se do směru kolmého ke směru působícího vnějšího napětí. Tento přechod trhliny z aktivní skluzové roviny do roviny kolmé na vnější napětí se často označuje jako přechod z **krystalografického šíření trhliny** (1. etapa) do **nekrystalografického šíření trhliny** (2. etapa). V etapě nekrystalografického šíření dlouhé trhliny se již zpravidla šíří pouze jediná trhlina označovaná také jako **magistrální**. Tato trhlina se šíří většinou transkrystalicky, méně často interkrystalicky. Šíření únavové trhliny tedy může být rozděleno do tří základních etap, a to na **šíření krátkých trhlín**, **šíření dlouhých trhlín** a **únavový lom**. Definice přesných kritérií, podle kterých lze trhliny považovat za krátké, či za dlouhé je ovšem jedním z hlavních problémů v této oblasti [27, 41, 47].



Obr. č. 27: Etapy šíření únavové trhliny [46].

Jiný přístup hodnotí šíření trhliny z hlediska makroskopické rychlosti jejího růstu. Makroskopická rychlost šíření únavové trhliny da/dN závisí na rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK . Jak trhlina postupně roste, zvyšuje se během cyklického zatěžování rovněž cyklická změna součinitele intenzity napětí ΔK . Rychlost růstu únavové trhliny se obvykle vyjadřuje jako přírůstek její délky a na jeden cyklus zatížení N , tedy jako da/dN . Závislost této veličiny na cyklické změně součinitele intenzity napětí ΔK je ukázána na následujícím obrázku [49, 53].



Obr. č. 28: Závislost makroskopické rychlosti růstu dlouhé únavové trhliny na rozkmitu faktoru intenzity napětí [49].

Růst makroskopické trhliny lze tedy rozdělit do 3 základních stádií. V prvním stádiu se křivka směrem k malým rychlostem (malým hodnotám ΔK) blíží určité prahové hodnotě ΔK_{th} , k takzvané prahové hodnotě amplitudy součinitele intenzity napětí. Pod touto hodnotou se únavová trhlina nešíří. Oblast druhého stádia se také někdy nazývá Parisovou oblastí, protože se zde proces šíření trhliny řídí základním Parisovým – Erdoganovým zákonem. Průběh závislosti $\log da/dN$ na $\log \Delta K$ je zde lineární. Směrem k vysokým rychlostem a vysokým hodnotám ΔK ve třetí oblasti se rychlost šíření trhliny výrazně zvyšuje a křivka závislosti se blíží hodnotě cyklické lomové houževnatosti K_{cf} a nastává závěrečný nestabilní lom [47, 49].

Jak již bylo uvedeno výše, šíření dlouhých trhlin znázorněné na obr. 27 je možné matematicky popsat pomocí parametrů lomové mechaniky, tedy pomocí Parisova-Erdoganova zákona:

$$da/dN = A \cdot \Delta K^n \quad (11)$$

da/dN – rychlost šíření únavové trhliny [$\text{mm} \cdot \text{cyklus}^{-1}$],

A, n – materiálové konstanty ($m \approx 2$ až 7),

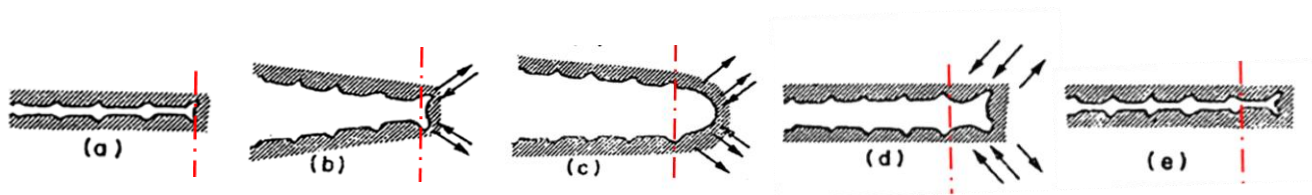
ΔK – cyklická změna součinitele intenzity napětí ($\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$).

Dobrá znalost Parisova – Erdoganova zákona pro daný materiál umožňuje odhadnout počet cyklů (dobu), po které trhlina dosáhne kritické velikosti vedoucí k nestabilnímu lomu součástí a tedy stanovit nutné intervaly kontrol a oprav součástí.

[47, 49, 53]

Mechanismy šíření únavové trhliny

Pro šíření trhliny trhliny ve druhém stadiu je charakteristický žlábkovitý mikrorelief lomové plochy. Při větších délkách trhlin a vyšších úrovních zatěžování (vyšší hodnoty ΔK) je plastická deformace před čelem trhliny rozsáhlejší a statická i cyklická plastická zóna před čelem trhliny obsahuje větší množství strukturních útvarů. Díky tomu se může měnit způsob deformace a tedy i mechanismus procesu únavového porušování. Charakteristickým znakem únavových lomových ploch mnoha materiálů jsou únavové žlábkové, neboli striace, které vytvářejí na lomové ploše systém prohlubenin a výstupků. Únavové striace, které vykazují širokou variabilitu vzhledu v závislosti na podmínkách zatěžování a na zatěženém materiálu. Tyto žlábkové se na lomové ploše opakují s větší či menší vzdáleností odpovídající větší či menší amplitudě cyklického napětí. Jeden žlábek je vždy vytvořen jedním zátěžným kmitem, ale ne každý kmit musí vždy vytvořit žlábek. Existují jak **transkrystalické** tak **interkrystalické** striace. Výskyt interkrystalických striací je však poměrně vzácný. Transkrystalické striace pak mohou být rozděleny na **tvárné** a **křehké**, v některých literaturách jsou uvedeny jako přechodný tvar i striace smíšené. Tvárné striace vznikají opakovaným plastickým otupováním a zaostřováním čela trhliny a tento proces je popisován tzv. **Lairdovým modelem** šíření únavové trhliny mechanismem tvorby striací. Při tahovém zatížení dochází v kořeni trhliny k výrazné plastické deformaci lokalizované na rovinách maximálního smykového napětí. Plastická deformace a otupování v tahové části zátěžného cyklu vede k posunutí čela únavové trhliny. Při změně zatížení z tahového na tlakové se stěny trhliny k sobě opět přibližují, ale nově vytvořený povrch díky zpevnění materiálu v oblasti kořene trhliny není vrácen reverzibilní plastickou deformací do původního stavu. Tento proces se pak periodicky opakuje v každém dalším cyklu [49, 54].

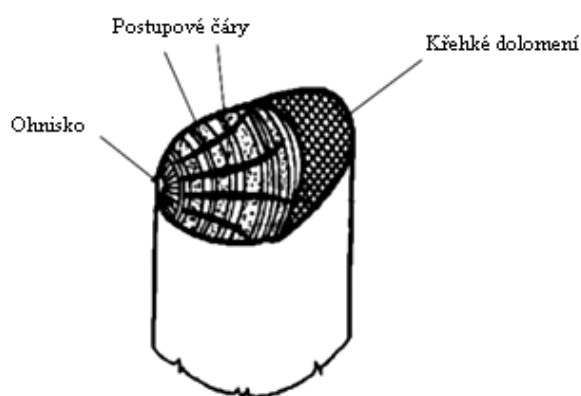


Obr. č. 29: Lairdův model tvorby tvárných striací [49].

2.3.2.3. Únavový lom

Závěrečnou fází šíření únavové trhliny je únavový lom. K lomu cyklycky zatěžované součásti dojde tehdy, když magistrální trhlina doroste takové velikosti, že aplikované napětí způsobí nestabilní dolomení zbývajících průřezu. Následující kapitola se bude zabývat fraktografií únavového lomu a budou uvedeny příklady a popis 3 základních oblastí, které je možné nalézt na lomové ploše únavově namáhané součásti a které jsou pro tento druh lomu typické.

V poslední části únavového porušování se rychlost šíření magistrální trhliny zvětšuje a současně se zmenšuje nosný průřez tělesa. V této fázi dochází také k výraznému zvyšování hodnoty součinitele intenzity napětí, a to jak díky růstu velikosti trhliny, tak díky zvyšování napětí zapříčiněné zmenšujícím se nosným průřezem. Závěrečné proušení zbytkové části průřezu probíhá většinou rychle a má obvykle křehký charakter. Jednotlivé etapy porušování průřezu jsou charakteristické nejen podmínkami vzniku, ale i tvarem a vzhledem lomové plochy. Tato plocha pak poskytuje řadu informací o vzniku i průběhu porušování tělesa únavou [4, 47, 54].



Obr. č. 30: Makroskopický vzhled únavové lomové plochy [55].

Ohnisko – oblast iniciace únavové trhliny

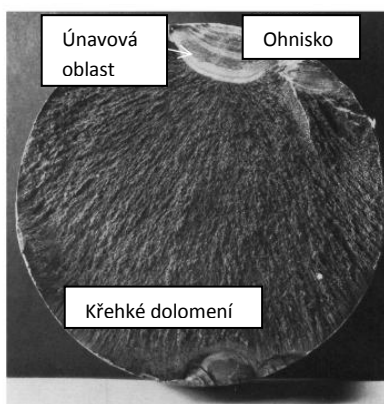
Postupové čáry – **Oblast únavového porušení** – tato oblast má obvykle vzhled lesklý a hladký, charakteristický viditelnými známkami šíření trhliny. Čím větší je počet cyklů, tím se povrch lomu zdá hladší jemnozrnnější. V únavové oblasti lomu jsou velmi dobře patrné takzvané růstové čáry. Ty mohou mít v závislosti na druhu materiálu a podmínkách namáhání různou velikost a vzdálenost a odpovídají postupným polohám čela rostoucí trhliny. Jedná se obvykle o křivky se středem zakřivení v ohnisku, tedy v místě vzniku únavové trhliny.

Dále se na povrchu únavové části lomu mohou vyskytovat tzv. radiální stupně, které vznikají stykem trhlín šířících se v různých rovinách povrchu lomu.

Z mikrografického hlediska je pak typickým znakem únavových lomů povrchový reliéf, nazývaný únavové striace, či únavové žlábkování (viz. kapitola 2.3.1.3 Stádium šíření únavových trhlin). Šíření únavových trhlin však nemusí být vždy spojeno se vznikem striací.

Křehké dolomení – Oblast statického lomu - v této oblasti nalézáme oproti oblasti předcházející výrazně hrubší strukturu a členitý povrch. Vzhled lomu se neliší od lomů při statických zkouškách a může mít charakter štěpný, či jamkový, interkrystalický, či transkrystalický. Únavový lom je z morfologického a energetického hlediska bezdeformační křehký lom s minimální energií spotřebovanou na porušení. Typickým znakem tedy je, že k lomu dochází bez předešlé makroplastické deformace, a to i v případě houževnatých materiálů, které se při statických zkouškách poruší až po výrazné plastické deformaci [47, 54, 56].

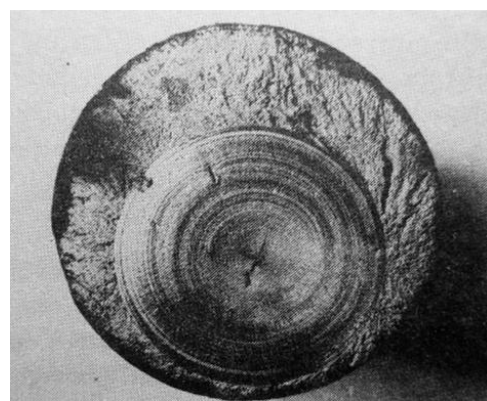
I přesto, že většina únavových lomů má ohnisko na povrchu součásti, popřípadě v oblasti konstrukčního či jiného vrubu, mohou se vyskytnout i lomy, u kterých je počáteční trhlina iniciována z vnitřního defektu. Příklady všech uvedených typů lomů můžeme vidět na následujících obrázcích.



Obr. č. 31: Únavový lom iniciovaný z povrchu [56].



Obr. č. 32: Únavový lom iniciovaný z konstrukčního vrubu [55].



Obr. č. 33: Únavový lom iniciovaný z defektu [54].

2.4. Únavová životnost

Počet cyklů, resp. doba do lomu u součástí z daného materiálu, jsou velmi důležité informace, které umožňují určit životnost součásti a tím předejít haváriím způsobeným únavovými lomy. Celou oblast únavové životnosti je možno rozdělit do několika částí, z nichž nejdůležitější jsou oblast **nízkocyklové** a **vysokocyklové únavy**. Hranice mezi těmito stadii však nelze zcela přesně určit. Nejčastěji se udává pro oblast nízkocyklové únavy počet cyklů do lomu 10^2 až 10^4 a pro oblast vysokocyklové únavy počet cyklů do lomu v rozmezí 10^4 až 10^8 cyklů, pro vyšší počet cyklů než 10^8 je pak užíván termín gigacyklová únava. Hranice mezi jednotlivými oblastmi mohou být určovány také fraktografickými rozdíly vznikajících lomů [41, 52].

Jak již bylo uvedeno v kapitole 2.1, zabývající se historií únavy materiálu, první systematické únavové zkoušky při zatěžování ohybem za rotace uskutečnil v letech 1852 - 1870 železniční inženýr August Wöhler. Stanovil tak závislost amplitudy napětí σ_a na počtu zatěžovacích cyklů N_f do lomu, která se nazývá Wöhlerova křivka (S-N křivka). V 50. letech 20. století se začala intenzivněji studovat oblast nízkocyklové únavy a později také oblast kvazistatického lomu.

2.4.1. Oblast vysokocyklové únavy

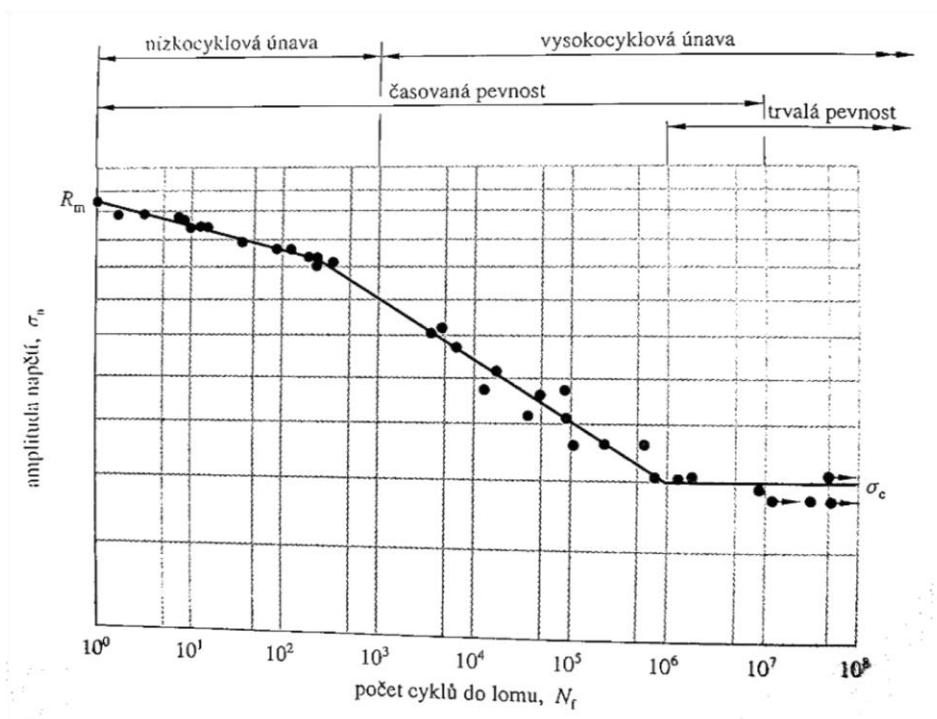
Při zatěžování v oblasti vysokocyklové únavy je chování materiálu popsáno tzv. Wöhlerovou křivkou. Jedná se o závislost zatěžujícího napětí na počtu cyklů do lomu, která se zde nejčastěji znázorňuje v semilogaritmickém systému $\sigma - \log N$ [47].

2.4.1.1. Wöhlerova křivka

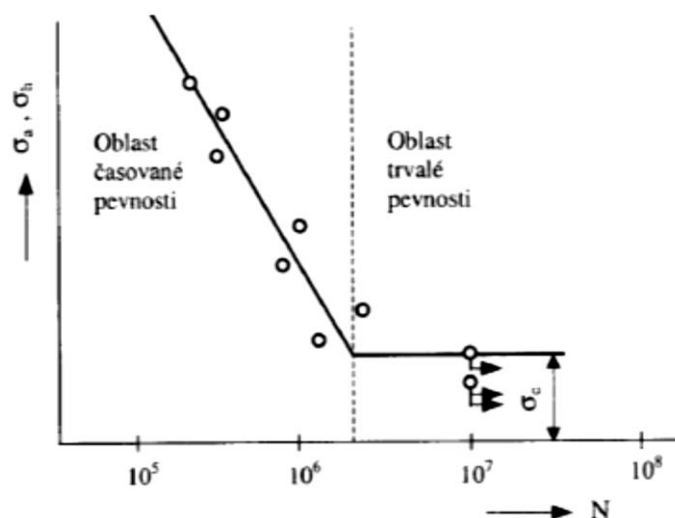
Wöhlerova křivka $\sigma_a - N_f$ může být konstruována pro různá střední napětí σ_m , která ovlivňují její průběh. Obvykle se však experimentálně zjišťují pouze dvě křivky $\sigma_a - N_f$, a to pro symetrický zátěžný cyklus, kdy $\sigma_m = 0$ a pro míjivý cyklus, kdy $\sigma_m = \sigma_a$. Wöhlerova křivka vyjadřuje tyto nejdůležitější zákonitosti únavového procesu:

- s klesající amplitudou napětí roste počet cyklů do porušení,
- pokud bude zatěžující amplituda napětí nižší než mezní amplituda napětí, nedojde k porušení ani při téměř neomezeném počtu cyklů,
- čím je amplituda napětí σ_a větší, při dané hodnotě absolutní velikosti maximálního napětí σ_h , tím menší počet cyklů snese materiál do porušení,
- vodorovná část Wöhlerovy křivky vyjadřuje hodnotu nejdůležitější únavové charakteristiky, a to hodnotu meze únavy σ_c .

[41, 46, 47].



Obr. č. 34: Zobrazení Wöhlerovy křivky v semilogaritmických souřadnicích [57].



Obr. č. 35: Wöhlerova křivka pro oblast vysokocyklové únavy [47].

Ve vysokocyklové oblasti je možné Wöhlerovu křivku popsat pomocí tříparametrické nelineární funkce navržené Sromayerem[47]:

$$(\sigma - K) = a + b \cdot \log N, \quad (12)$$

kde: σ - amplituda σ_a nebo horní napětí σ_h , v závislosti na způsobu zatěžování,
 K, a, b - konstanty regresní křivky,
 N - počet cyklů do lomu, nebo do ukončení zkoušky.

2.4.2. Oblast nízkocyklové únavy

V důsledku požadavku na snižování hmotnosti strojů a zařízení se objevila potřeba dimenzovat součásti na časovanou únavovou pevnost. Díky tomu se v 50. letech minulého století začala intenzivněji studovat také oblast nízkocyklové únavy, kde kromě Wöhlerovy křivky, která se zde nazývá také Basquinova, je možné pro popis chování materiálu stanovit také tzv. Mansonovu-Coffinovu křivku.

Wöhlerova křivka je v nízkocyklové oblasti dána vztahem:

$$\sigma_a = \sigma_f' (2N_f)^b, \quad (13)$$

kde: σ_f' - součinitel únavové pevnosti,
 b - součinitel únavové životnosti,
 σ_a - amplituda zatěžování,
 N_f - počet cyklů do lomu.

Součinitel únavové pevnosti σ_f' je dán extrapolací amplitudy napětí na první půlcyklus zatížení a součinitel únavové životnosti b je pak určen sklonem přímky životnosti v log-log souřadnicích. Obě tyto konstanty charakterizují odpor materiálu proti únavovému poškození při silovém zatěžování. Hodnotu meze únavy σ_c je možné charakterizovat, jako napětí, při kterém se únavové mikrotrhliny kritické délky vytvoří, ale nemohou se dále šířit [27, 41, 47].

2.4.2.1. Mansonova – Coffinova křivka

Vyjádření pomocí Mansonovy-Coffinovy křivky umožnilo popis počtu cyklů do lomu v závislosti na amplitudě plastické deformace a tedy možnost výpočtu životnosti při nízkém počtu cyklů do lomu. Tato křivka je dána vztahem:

$$\epsilon_{ap} = \epsilon_f' (2N_f)^c, \quad (14)$$

kde: ϵ_f' - součinitel únavové tažnosti,
 c - součinitel únavové životnosti,
 ϵ_{ap} - amplituda plastické deformace,
 N_f - počet cyklů do lomu.

Součinitel únavové pevnosti je dán extrapolací amplitudy plastické deformace na první půlcyklus zatížení a součinitel únavové životnosti c je obdobně jako u Wöhlerovy křivky určen sklonem přímky únavové životnosti v log-log souřadnicích. Oba parametry lze považovat za únavové vlastnosti materiálu při jeho zatěžování konstantní amplitudou plastické deformace.

[27, 41]

2.4.2.2. Křivka životnosti ϵ_{at} - N_f

Z experimentálních důvodů je často výhodnější aplikovat při únavovém zatěžování amplitudu celkové deformace, která se skládá z pružné a z plastické složky. Platí tedy:

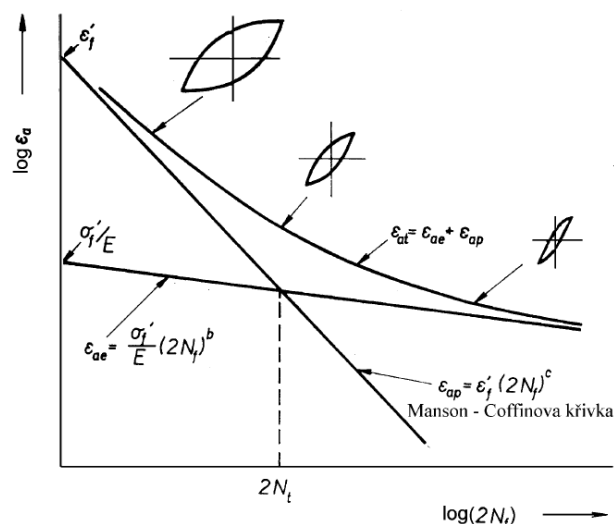
$$\epsilon_{at} = \epsilon_{ae} + \epsilon_{ap} \quad . \quad (15)$$

Manson pak navrhl závislost počtu cyklů do lomu na obou složkách deformace ve tvaru:

$$\epsilon_{at} = \epsilon_{ae} + \epsilon_{ap} = \frac{\sigma_a}{E} + \epsilon_{ap} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (16)$$

kde E je modul pružnosti materiálu.

[27, 41, 46]

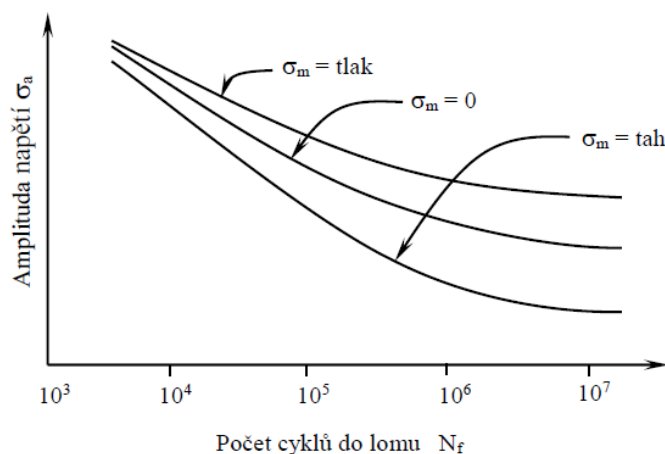


Obr. č. 36: Schematické znázornění průběhu křivek životnosti [46].

2.4.3. Vliv středního napětí na únavovou životnost

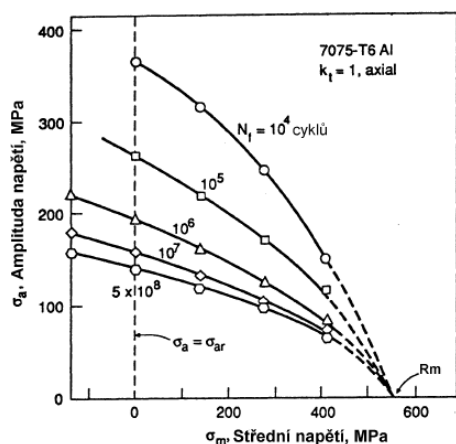
Vliv středního napětí – průběh únavového procesu, stejně tak jako hodnotu meze únavy může značně ovlivňovat poměrně mnoho faktorů. Mohli bychom mezi ně zařadit například stav povrchu, velikost zrna, teplotu, přítomnost vrubů a korozního prostředí. Jedním z nejdůležitějších faktorů je ovšem vliv středního napětí a proto bude podrobněji rozebrán v následujícím textu.

Rychlost kumulativního poškození je významně ovlivněna **středním napětím** σ_m , na němž jsou silně závislé S-N křivky. Tahové střední napětí působí nepříznivě, snižuje hodnotu meze únavy, zkracuje stádium nukleace a šíření únavových trhlin a zkracuje délku trhliny, která vede ke vzniku výsledného náhlého lomu. Naopak tlaková střední napětí mohou být prospěšná, jak můžeme vidět na obrázku 37 [27, 46].

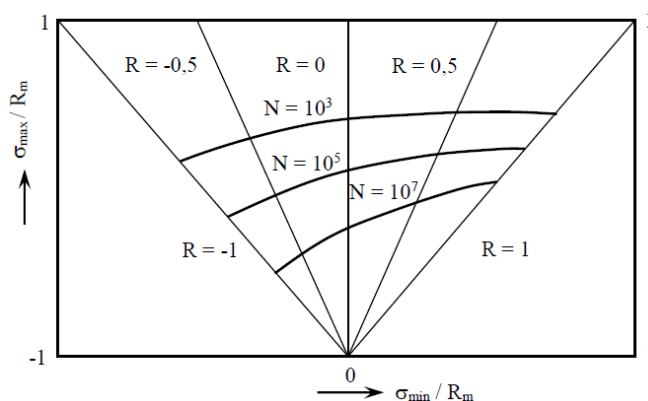


Obr.č. 37: Vliv středního napětí na S-N křivky [46].

Pro vyjádření vlivu středního napětí při únavovém zatěžování se používají tzv. **diagramy konstantní životnosti**, které se konstruují nejen pro hladká tělesa, ale také pro tělesa s vrubem. Z těchto diagramů je zřejmé, že pro zachování stejné životnosti součásti při zvýšení tahového středního napětí, je nutné snížit hodnotu amplitudy zatěžování [46].

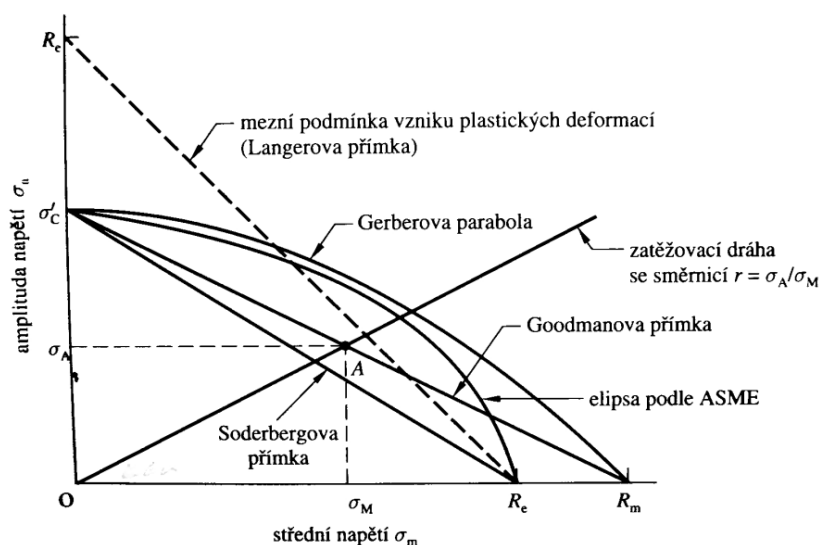


Obr. č. 38: Diagram konstantní životnosti pro slitinu 7075-T6 Al [46].



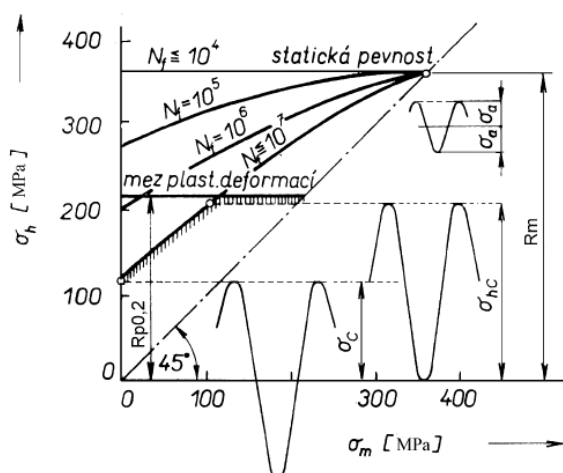
Obr. č. 39: Diagram konstantní únavové životnosti – schematicky [46].

Experimentální data pro různé životnosti je možné proložit různými závislostmi a získat tak kritéria proužení, která mohou být graficky znázorněna v Haighově diagramu na obr. 40. Diagramy tohoto typu jsou v praxi často využívány, jelikož je možné je poměrně snadno zkonstruovat a výsledná řešení je možné z nich přímo odečítat. Pokud se zvolený bod nachází přímo na čáře příslušného kritéria, nebo nad ní, pak dojde k porušení součásti. Pokud se bude bod nalézat pod čarou, k únavovému porušení nedojde. Je také možné přímo odečítat hodnoty středního napětí σ_m a amplitudy napětí σ_a pro zvolenou zatěžovací dráhu. [57].

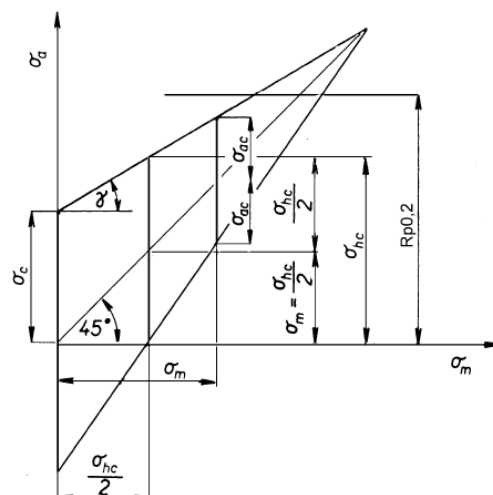


Obr. č. 40: Haighovy diagramy pro různá kritéria únavového porušení [57].

Další, běžně používaný způsob vyjádření vlivu asymetrie cyklu na únavovou životnost a mez únavy při zatěžování konstantní amplitudou napětí je Smithův diagram (Obr. č. 41, 42). Pro sestavení tohoto diagramu je třeba experimentálně stanovit životnost pro různá střední napětí σ_m . Tyto křivky jsou pak podkladem pro konstrukci úplného Smithova diagramu, ve kterém vynášíme na osu y horní úroveň napětí σ_h a na osu x střední napětí σ_m . Tímto způsobem lze v diagramu zakreslit systém křivek pro daný počet cyklů do lomu N_f . Smithův diagram je však omezen pouze pro případ trvalé únavové pevnosti, kdy nedochází k šíření únavové trhliny [41, 46].



Obr. č. 41: Úplný Smithův diagram [46].



Obr. č. 42: Konstrukce Smithova diagramu pro mez únavy.

V praxi je pouze velmi málo součástí zatěžováno výhradně staticky, proto je při konstrukci nutné do výpočtů zahrnout také únavovou životnost materiálu. Aby bylo možné navrhnout součást tak, aby bezpečně fungovala po předepsanou dobu, je nezbytné znát základní principy únavového procesu, jako jsou jeho jednotlivá stadia, hodnocení únavových lomů, a také způsoby určení únavové životnosti a faktory, které ji mohou ovlivňovat. Tyto informace byly v obecné formě shrnuty v předcházející kapitole.

3. Únavové vlastnosti titanu a jeho slitin

Titan při cyklickém namáhání vykazuje poměrně značnou odolnost. Průběh únavového poškození však závisí na obsahu přísadových prvků, struktuře, zpracování povrchu a velikosti a typu aplikovaného napětí. Chování titanu a jeho slitin při cyklickém zatěžování má některé společné znaky, které vyplývají ze základních vlastností materiálů s hexagonální mřížkou a s příznivým poměrem mřížkových parametrů $c : a$. Únavové vlastnosti čistého titanu se však mohou od vlastností jeho slitin také lišit, a to především od slitin s různým obsahem fáze β , která má mřížku krychlovou, plošně středěnou.

Hodnota meze únavy u hladkých vzorků bývá větší než 50% meze pevnosti v tahu. Záleží však velmi mnoho na jakosti povrchu, nejlepší je povrch leštěný, příznivého efektu je možno dosáhnout také válečkováním. Naopak broušení, stejně tak jako nasycení povrchových vrstev kyslíkem či dusíkem může únavové chování titanu zhoršit. Přítomností vrubu se hodnota meze únavy snižuje v závislosti na jeho tvaru asi o 25 až 30%. Meze únavy je obvykle dosahováno při 10^6 až 10^7 cyklech, kdy již nedochází k výraznému poklesu S-N křivky. Velikost meze únavy je však závislá na frekvenci zatěžování.

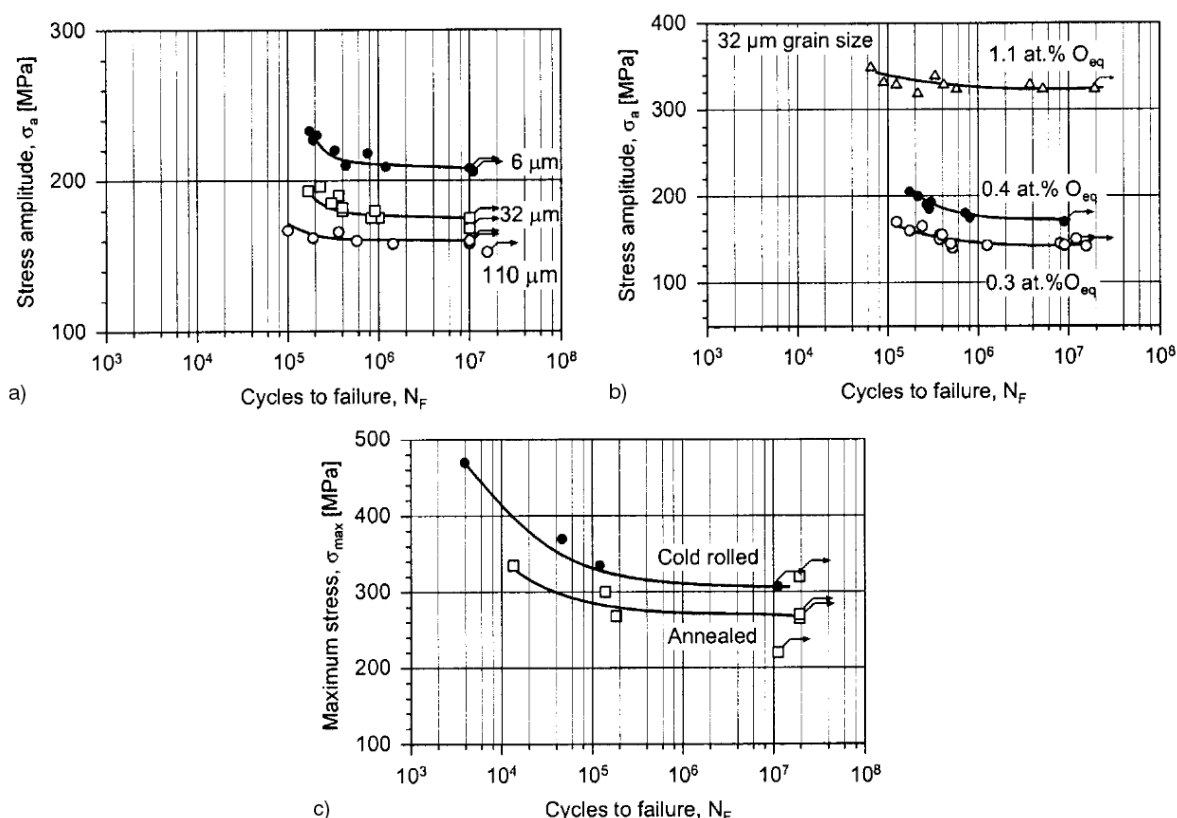
Výraznou předností titanu, například oproti ocelím, je to, že se jeho mez únavy nesnižuje ani v korozních prostředích.

[1,4, 13]

3.1. Únavové vlastnosti čistého titanu

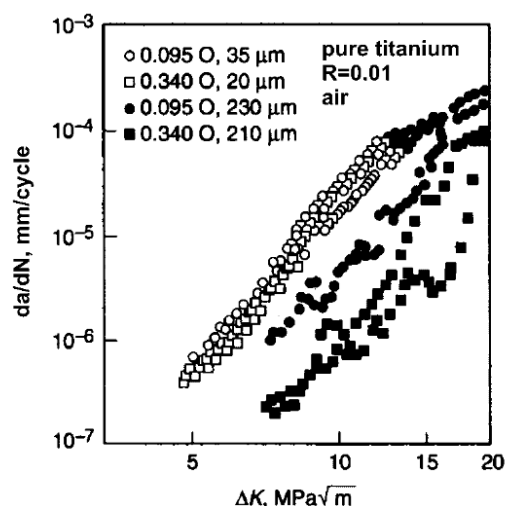
Titan vysoké čistoty nenalézá výrazné průmyslové využití, v největší míře se využívají jeho slitiny. I přesto se v této kapitole zmíníme o jeho nejdůležitějších únavových charakteristikách.

Únavová životnost komerčně čistého titanu závisí především na velikosti zrna, obsahu intersticiálních prvků a zpevnění v průběhu tváření za studena. Vliv těchto parametrů na křivky únavového života můžeme vidět na obrázku č. 43. Například snížení průměrné velikosti zrna ze 110 na 6 μm způsobí zvýšení únavové pevnosti čistého titanu cca. o 30 %, tzn. ze 160 na 210 MPa. Zvýšení obsahu kyslíku vede ke zvýšení pevnosti a tedy i odolnosti vůči únavovému porušování. Kyslík a dusík tedy zvyšují hodnotu meze únavy přibližně úměrně jako hodnotu meze pevnosti. Běžný obsah vodíku naproti tomu nemá vliv na hodnotu meze únavy ani u hladkých tyčí, ani u tyčí s vrubem. V tom se projevuje rozdíl proti statickým zkouškám. Ke zvýšení únavové pevnosti dochází také tvářením titanu zastudena a to díky jeho výraznému deformačnímu zpevňování. Velké zrno redukuje oblast šíření trhliny a zvyšující se obsah kyslíku má příznivý vliv na křivku da/dN v závislosti na ΔK , tedy na rychlost šíření dlouhé únavové trhliny. Grafické znázornění této závislosti pro různé velikosti zrna i obsahy O, můžeme vidět na obrázku č. 44. Tento vztah mezi velikostí zrna a obsahem kyslíku v závislosti na rychlosti šíření únavové trhliny ovšem nemusí nezbytně platit také pro krátké povrchové trhliny. Vysoký obsah kyslíku v komerčně čistém titanu obvykle zvyšuje negativní vliv velikosti zrna na únavové chování [4, 58].



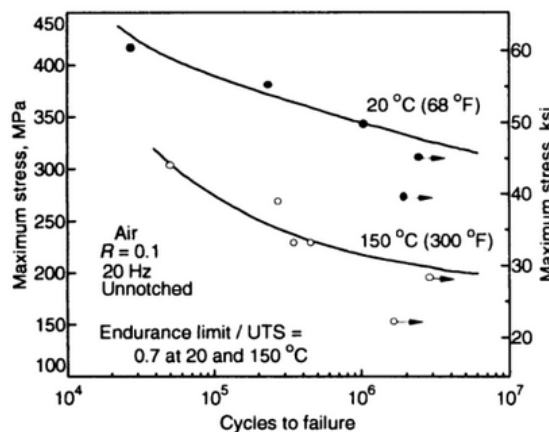
Obr. č. 43: Vysokocyklové únavové chování komerčně čistého titanu [58].

a) vliv velikosti zrna, b) vliv obsahu kyslíku
c) vliv tváření za studena



Obr. č. 44: Růst únavové trhliny v komerčně čistém titanu pro 2 rozdílné velikosti zrna a pro 2 rozdílné obsahy kyslíku [58].

Limitní hodnoty vysokocyklové únavy u čistého titanu závisí nejenom na obsahu intersticiálních prvků, ale také na pevnostních charakteristikách materiálu, jako jsou mez kluzu a mez pevnosti v tahu. Poměr meze únavy a meze kluzu, se za pokojové teploty zdá relativně konstantní, protože mez kluzu se mění současně s obsahem intersticiálních prvků, ale objevuje se zde závislost na teplotě. Účinek změny teploty na čistý titan můžeme vidět na obrázku č. 45, kde jsou zakresleny křivky charakterizující chování komerčně čistého titanu grade 2 (s nízkým obsahem Fe), a to pro pokojovou teplotu a teplotu 150°C v oblasti 10^4 až 10^7 cyklů [13].



Obr. č. 45: Závislost napětí na počtu cyklů pro 2 různé teploty [13].

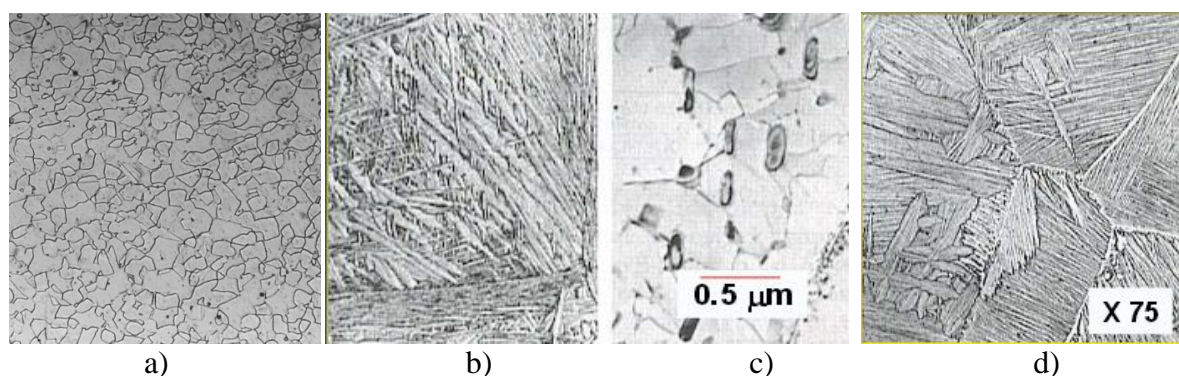
3.2. Únavové vlastnosti titanových slitin

Únavové chování titanových slitin mohou ovlivňovat různé parametry. Patří mezi ně především mikrostruktura a chemické složení slitiny. Rozhodující je zejména tvar a velikost zrn, včetně velikosti původních zrn fáze β , podíl fáze β a výskyt fází α , β a precipitátů vzniklých jako výsledek tvářecích podmínek a tepelného zpracování slitiny. Z hlediska chemického složení může mít negativní vliv na únavové chování především obsah některých nečistot, jako jsou vodík a kyslík. Únavové vlastnosti mohou být také ovlivněny zkušební teplotou, kdy se vzrůstající teplotou dochází ke změnám vlastností slitin. Dále jsou titanové

slitiny citlivé na povrchové úpravy a zpracování a nakonec na samotné zatěžovací podmínky. Charakteristiky únavového procesu se mění v závislosti na velikosti amplitudy zatěžování, středním napětí a také na rychlosti deformace, tedy frekvenci zatěžování. Uvedené vlastnosti se různě projevují v jednotlivých etapách únavového porušování. V průběhu zatěžování, a to již při poměrně malém počtu cyklů, mohou vznikat skluzové pásy a únavové trhliny. Ke vzniku únavových trhlin dochází 3 základními mechanismy, jako jsou blokování pohybu dislokací, interakcí mřížkových poruch, a nebo dochází ke vzniku trhlin na hranicích zrn a fází. [4, 58].

3.2.1. Únavové chování slitin typu α a pseudo α

Slitiny typu α obvykle obsahují výhradně α fázi, čímž se podobají čistému titanu. Obsahují však zvýšené množství tzv. α stabilizátorů, jak bylo popsáno v kapitole 1.4 zabývající se druhy a vlastnostmi slitin titanu. Mezi α stabilizátory patří především prvky Al, O, N, C, které mají také vliv na únavové vlastnosti těchto materiálů. Kromě vlivu velikosti zrna, obsahu kyslíku a stupně vytvrzení na únavové vlastnosti se u pseudo α slitin výrazně uplatňuje také vliv morfologie a rozložení α a β fází. Důležitými parametry mikrostruktury, které, ovlivňují únavu titanových slitin, jsou velikost primárních zrn β fáze, velikost lamelárních kolonií α a β fáze, popřípadě šířka lamel α fáze, ve zcela lamelární mikrostruktuře. Příklady mikrostruktur slitin typu α a pseudo α můžeme vidět na následujících obrázcích [13].

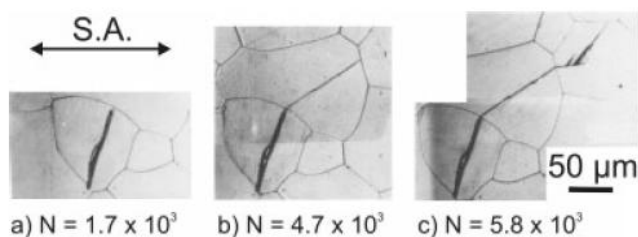


Obr. č. 46: Příklady struktur jednotlivých slitin .

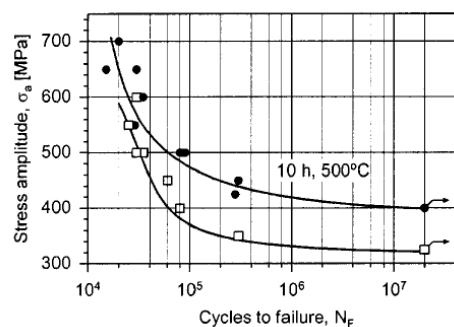
- a) polyedrická α fáze, slitina Ti-Al5-Sn2.5 [23]
- b) slitina typu pseudo α kalená do oleje – martenzitická fáze α' [59]
- c) slitina typu pseudo α kalená a vytvrzená při 850 °C [59]
- d) slitina typu pseudo α kalená a ochlazovaná na vzduchu – Widmannstättenova α fáze

Slitiny typu α mohou být precipitačně vytvrzovány tzv. α_2 fází (Ti_3Al). Efekt tohoto vytvrzování na únavové chování, může být vysvětlen obdobně jako vliv velikosti zrna, či obsahu kyslíku, tedy díky změnám meze kluzu. Například ve slitině Ti-8.6Al se objevuje tendence k planárnímu skluzu a vytvrzováním dojde ke zvýšení meze kluzu a současně k výraznému snížení tažnosti. Únavové trhliny potom nukleují a šíří se podél skluzových pásů uvnitř α zrn, což můžeme vidět na obrázku č. 47. Šíření mikrotrhlin probíhá rychleji v materiálech s hrubým zrnem než v jemnozrnných materiálech, což je důsledkem zvýšené hustoty hranic zrn, které efektivně brání šíření mikrotrhliny. Jemnozrnné slitiny mají tedy výhodnější chování, pokud jde o šíření mikrotrhlin, toto ovšem neplatí pro dlouhé únavové trhliny, která se bude šířit pomaleji v materiálech s hrubším zrnem. Vytvrzování, nebo

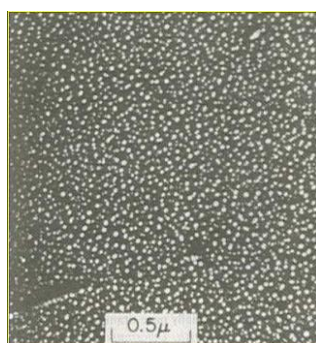
zvyšující se obsah kyslíku obvykle zvýrazňuje účinek velikosti zrna na šíření únavové makrotrhliny. Vliv vytvrzování na chování slitiny Ti-8.6Al je ukázán na obrázku č. 48. [58].



Obr. č. 47: Šíření únavové trhliny v precipitačně vytvrzené slitině Ti-8.6Al (10h/500°C) [58].

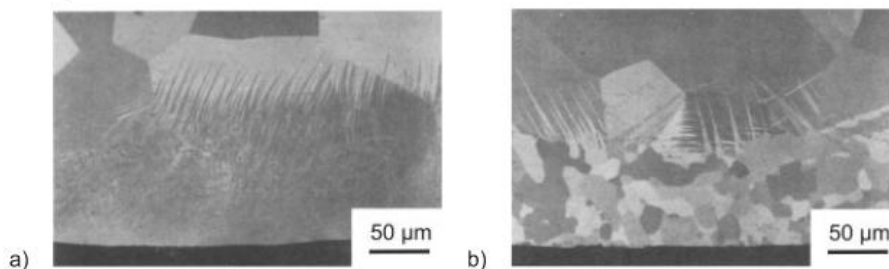


Obr. č. 48: Vliv vytvrzování na S-N křivku slitiny Ti-8.6Al (T=350°C) [58].

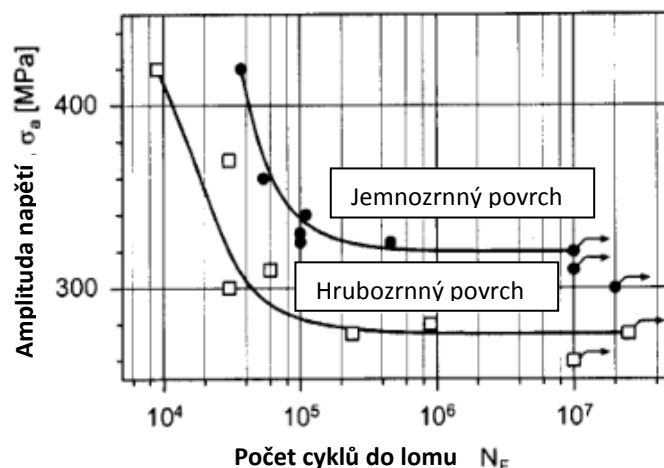


Obr. č. 49: Mikrostruktura precipitačně vytvrzené slitiny Ti s 8% Al s obsahem 1780 ppm O [59].

Zlepšení únavových vlastností α slitin můžeme také dosáhnout mechanickým zpracováním povrchu součástí s následným rekrystalizačním žíháním. Toto zpracování umožňuje získat kombinaci vysoké kvazi-statické i únavové pevnosti jemnozrných struktur s výbornou odolností proti šíření únavové trhliny. U hrubozrnějších struktur pak dosáhneme vynikající lomovou houževnatost. Pro optimalizaci únavové životnosti, je vyžadován povrch, který bude odolný vůči iniciaci a šíření mikrotrhliny, tedy povrch s jemným zrnem, zatímco objem součásti by měl mít hrubozrnější strukturu, která brání šíření dlouhé únavové trhliny. Pro dosažení této struktury může být použito kuličkování povrchu s následným tepelným zpracováním tak, aby byla deformace i rekrystalizace lokalizována v tenké vrstvě pod povrchem. Výslednou strukturu, stejně tak jako vliv tohoto zpracování na slitinu Ti-Al8,6 můžeme vidět na obrázcích níže [58].



Obr. č. 50: Mikrostruktura v blízkosti povrchu slitiny Ti-Al8,6 [58].
a) stav po kuličkování, b) stav po kuličkování a rekrystalizaci



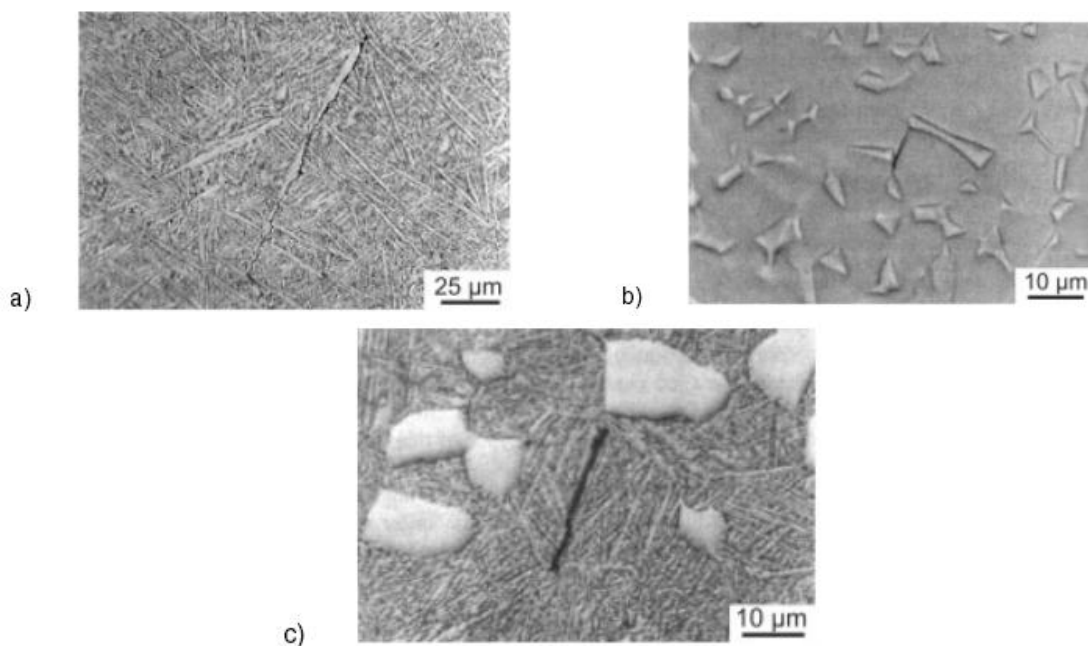
Obr. č. 51: Vliv kuličkování povrchu s následnou rekrytalizací na mez únavy slitiny Ti-Al8,6 [58].

Z předcházejícího textu vyplývá, že jednofázové slitiny typu α jsou citlivé na mikrostrukturu a jejich únavové vlastnosti ovlivňují také obsah kyslíku a vytvrzujících částic Ti_3Al . Kyslík vlastnosti zhoršuje a je považován v titanových slitinách za nečistotu, proto se obvykle jeho obsah udržuje co nejnižší

3.2.2. Únavové chování slitin typu $\alpha + \beta$

Kromě velikosti zrna fáze α , stupně stárnutí a obsahu kyslíku jsou únavové vlastnosti dvoufázových $\alpha + \beta$ slitin ovlivněny také morfologií a rozložením obou fází. V těchto slitinách existují lamelární, rovnoosá a bimodální, tzv. duplexní struktura, která je tvořena primární fází α v lamelární matici. Mezi významné mikrostrukturní parametry patří velikost zrn fáze β , velikost kolonií α a β lamel a také šířka α lamel v lamelární struktuře. V duplexních strukturách je dále důležitá velikost zrna a objemový podíl primární fáze α [58].

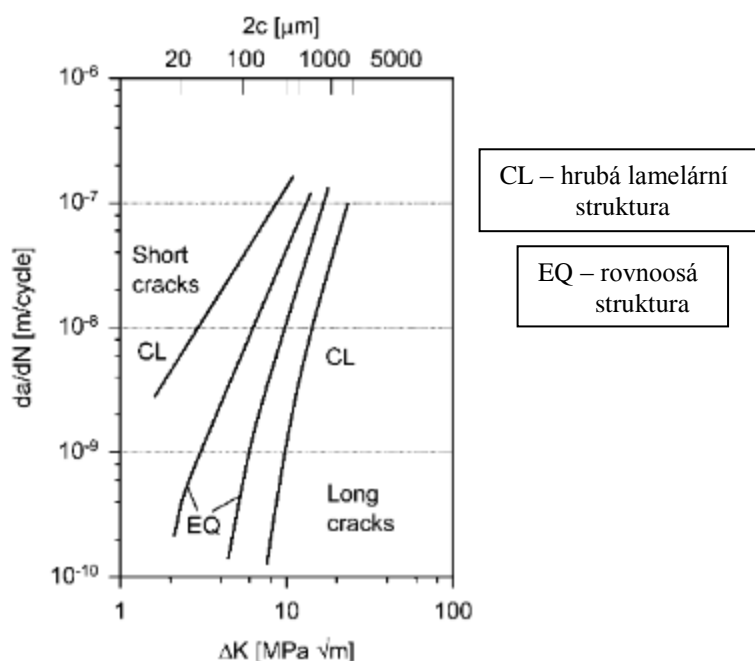
Stejně tak jako u ostatních titanových slitin, je i u slitin typu $\alpha + \beta$ velmi výrazný vliv mikrostruktury na nukleaci a růst únavové trhliny. Typická místa pro nukleaci únavové trhliny u jednotlivých struktur těchto slitin jsou na obrázku č. 52. V lamelární mikrostruktuře trhliny iniciují ve skluzových pásech uvnitř α lamel, a nebo ve fázi α vyloučené po hranicích β zrn. Protože nukleace únavové trhliny závisí na odolnosti titanové slitiny proti pohybu dislokací, stejně tak jako na šíři α lamel je zde přímá závislost mezi únavovou pevností a mezí kluzu materiálu. V rovnoosých strukturách nukleují únavové trhliny ve skluzových pásech uvnitř zrn fáze α . A únavová pevnost tedy souvisí s velikostí zrna na které je přímo závislá mez kluzu. V materiálech s duplexní strukturou potom mohou trhliny iniciovat buď v lamelární matici, dále na rozhraní lamelární matrice a primární α fáze, nebo uvnitř primární α fáze. Konkrétní místo iniciace trhliny pak závisí na rychlosti ochlazování, objemu fází a velikosti zrn primární α fáze [58].



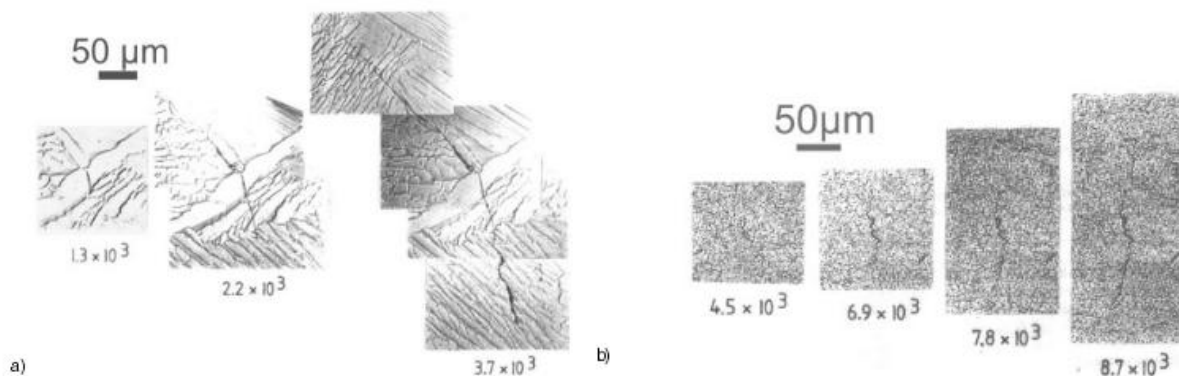
Obr. č. 52 : Místa iniciace únavové trhliny ve slitině Ti-Al6-V4 ($\sigma_a=775$ MPa) [58].

a) Lamelární mikrostruktura, b) rovnoosá mikrostruktura, c) duplexní mikrostruktura

Krátké únavové trhliny v titanových slitinách nedosahují mezních hodnot faktoru intenzity napětí a rychlost růstu těchto trhlín je obvykle vyšší, než rychlost růstu pozorovaná u dlouhých trhlín při srovnatelné hodnotě ΔK . Graf závislosti $da/dN - \Delta K$, na obrázku č. 53, ukazuje horší chování při růstu únavové mikrotrhliny v hrubé lamelární struktuře, ve srovnání se strukturou rovnoosou. Toto chování souvisí s nižší hustotou mezifázových rozhraní v lamelární mikrostruktuře, která má za následek také nižší tažnost materiálu. Růst trhlín v titanové slitině Ti-Al6-V4 s těmito strukturami je také znázorněn na obrázku č. 54 [58,61].



Obr. č. 53: Porovnání růstu mikrotrhliny a mikrotrhliny ve slitině Ti-Al6-V4 [58].

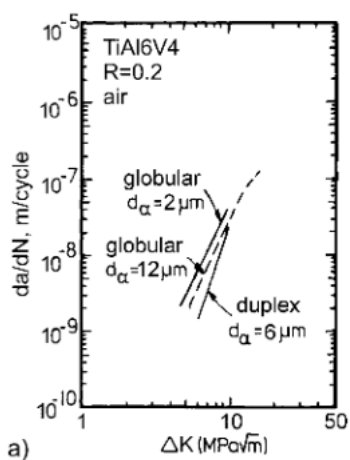


Obr. č. 54: Růst únavové mikrotrhliny ve slitině Ti-Al6-V4 [58].

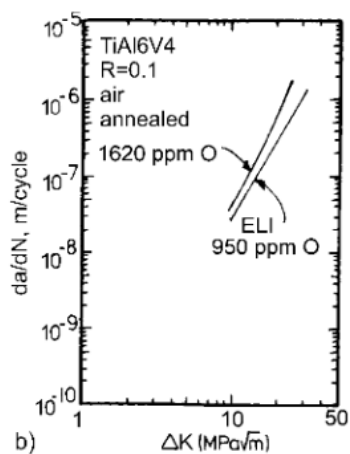
a) hrubá lamelární struktura, b) rovnoosá struktura

Na obrázku č. 53 je také vidět, že při růstu dlouhé únavové trhliny je chování materiálu opačné a dlouhá trhlina roste pomaleji v lamelární struktuře než ve struktuře rovnoosé. Toto je způsobeno odolností proti tvorbě vedlejších trhlín, která souvisí s geometrií na čele trhliny a efektem uzavírání trhliny zpomalujícím růst [58].

Pro základní mikrostrukturní typy $\alpha + \beta$ slitin je vliv velikosti zrn α a obsahu kyslíku na růst únavové trhliny obdobný jako u slitin typu α . V lamelárních strukturách se pak namísto velikosti zrna uvažuje šířka α lamel. Vliv velikosti zrna a obsahu kyslíku ve dvoufázových titanových slitinách je znázorněn na obr. č.55 a č. 56. U slitin typu $\alpha + \beta$ však není možné ovlivnit velikost zrna v takovém rozsahu, jako u slitin α [58].

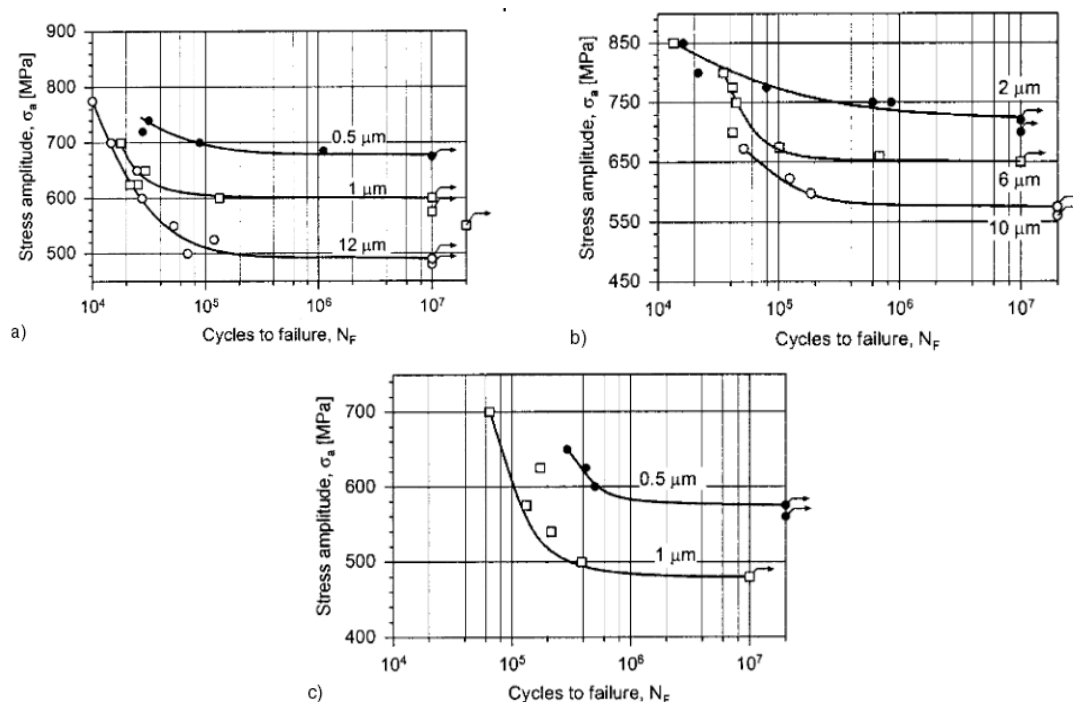


Obr. č. 55: Vliv velikosti zrna na růst únavové trhliny v rovnoosé a duplexní struktuře slitiny $\alpha + \beta$ [58].



Obr. č. 56: Vliv obsahu kyslíku na růst únavové trhliny v Ti-Al6-V4 [58].

Vysokocyklové únavové chování pro základní mikrostrukturní varianty $\alpha + \beta$ slitin je znázorněno na obrázku č. 57. Je zde možné vidět, že redukcí šířky α lamel v lamelární mikrostruktuře dojde ke zvýšení únavové pevnosti ze 480 na 675 MPa a snížením tloušťky lamel v matici duplexní struktury se únavová pevnost navýší z 480 na 575 MPa. Obdobně i v rovnoosé struktuře dojde při menšení velikosti zrna k nárůstu únavové pevnosti z 560 na 720 MPa [58].



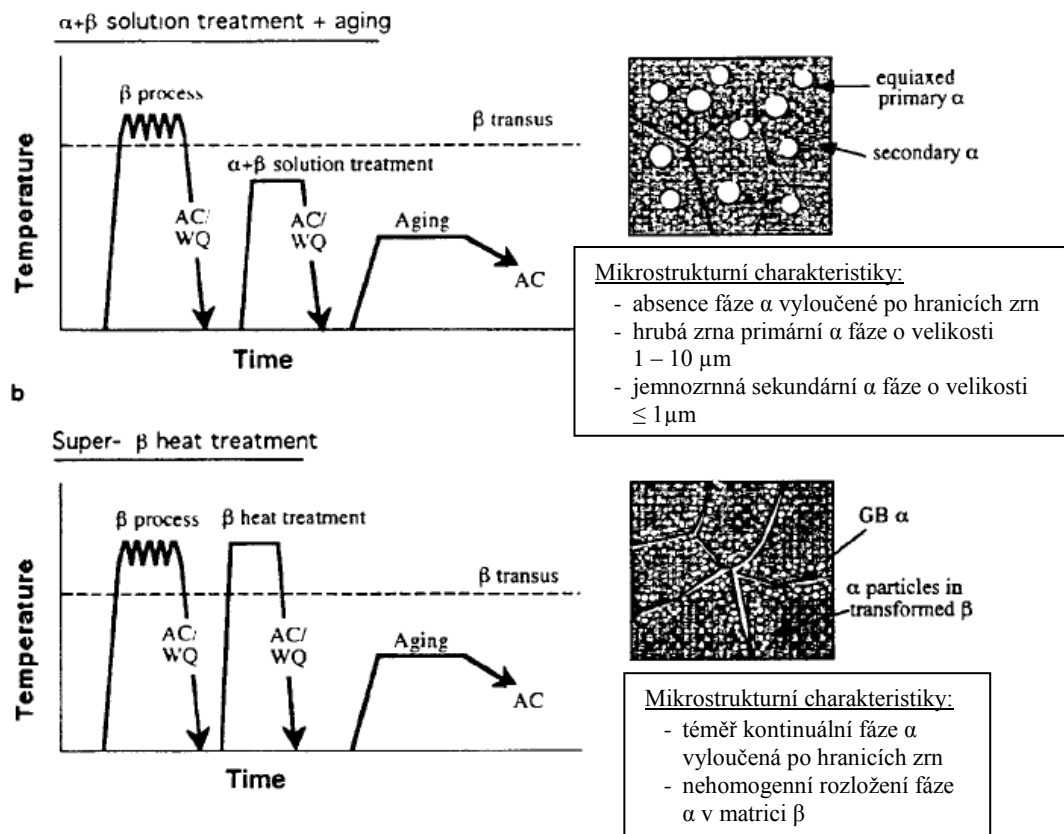
Obr. č. 57: Vysokocyklové únavové chování Ti-Al6-V4 [58].

a) vliv šíře lamel v lamelární mikrostruktuře, b) vliv velikosti zrna v rovnoosé mikrostruktuře, c) vliv šíře lamel v duplexní mikrostruktuře

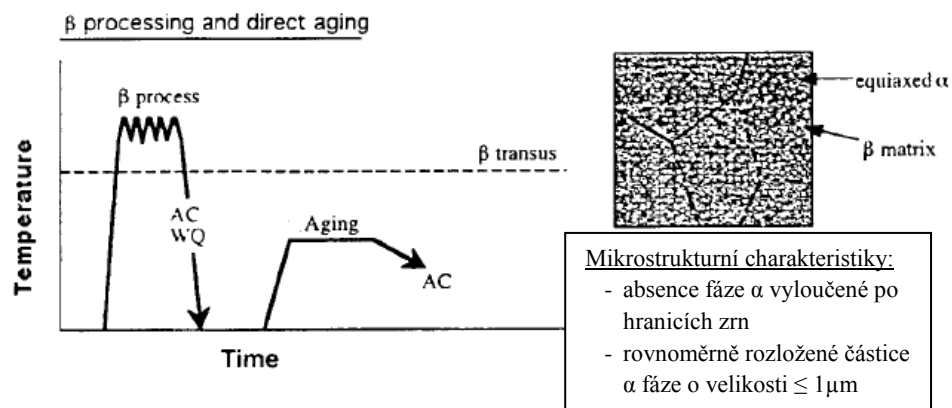
3.2.3. Únavové chování slitin typu β a pseudo β

Jak již bylo uvedeno v kapitole 1.4.1.5. slitiny typu β obsahují dostatečně velké množství příměsných prvků stabilizujících fázi β tak, aby byla zachována i po ochlazení na pokojovou teplotu. Základními β stabilizátory jsou prvky V, Nb, Mo, Ta, Cu, Si, Cr, Mn, Fe, Co, Ni. V závislosti na obsahu těchto prvků v jednotlivých slitinách, jsou rozdílné základní strukturní parametry, které mají významný vliv na únavové vlastnosti. Vlastnosti slitin s vysokým obsahem β stabilizátorů jsou ovlivněny především velikostí zrna fáze β , stupněm stárnutí slitiny a oblastmi, které neobsahují precipitáty. U slitin s nižším obsahem prvků stabilizujících fázi β je třeba uvést ještě vliv hranic zrn fáze α , velikost zrna primární fáze α a její objemový podíl ve slitině [13, 58].

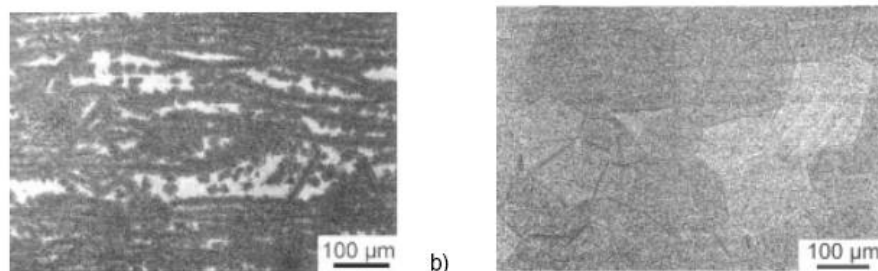
Titanové slitiny typu β umožňují v širokém rozsahu upravovat mikrostrukturu i vlastnosti pomocí různých procesů tepelného zpracování. Únavová odolnost u slitin tohoto typu může být zvýšena pomocí kontrolovaného stárnutí. Existují dva základní postupy tepelného stárnutí používané u těchto slitin, jedná se o konvenční stárnutí a tzv. dvoustupňové stárnutí. Průběh konvenčního stárnutí, které následuje přímo po tvářecích operacích, ukazuje obrázek č. 59. Dvoustupňové stárnutí (Obr. č. 58) pak zahrnuje po ochlazení z teploty tváření ještě ohřev materiálu na teplotu nad, nebo pod tranzitní teplotu, ochlazení a poté teprve následuje stárnutí. Stupeň mechanické deformace, stejně tak jako doby výdrže na teplotách v jednotlivých krocích tepelného zpracování ovlivňují výslednou strukturu a tím i vlastnosti materiálu [58, 60].



Obr. č. 58 : Průběh a výsledné struktury slitin po dvoustupňovém stárnutí [60].



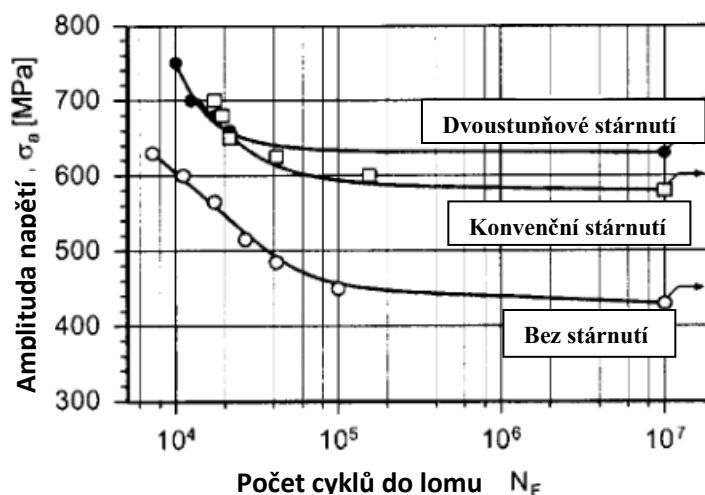
Obr. č.59: Průběh konvenčního stárnutí a výsledná struktura β slitiny [60].



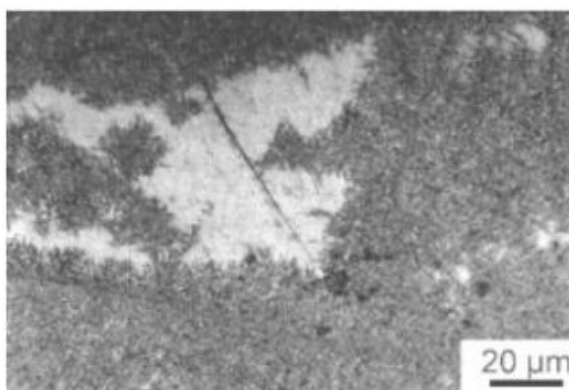
Obr. č. 60 : Mikrostruktura Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr [58].

- a) stav po konvenčním stárnutí (16 h/540°C)
b) stav po dvoustupňovém stárnutí (4h/440°C + 16h/560°C)

Oba způsoby stárnutí výrazně zvyšují únavovou pevnost, jako důsledek zvýšení napětí na mezi kluzu materiálu. Přesto je dvoustupňové stárnutí oproti konvenčnímu lepší. Obrázek č. 61 ukazuje S-N křivky titanové β slitiny po různém tepelném zpracování. Je zřejmé, že dvoustupňové stárnutí poskytuje o cca. 50 MPa vyšší hodnotu únavové pevnosti, než stárnutí konvenční. Nižší hodnoty únavové pevnosti jsou způsobeny přítomností oblastí uvnitř zrn fáze β , které neobsahují precipitáty. Měřením mikrotvrdomosti bylo zjištěno, že v těchto oblastech je lokálně nižší mez pevnosti. Proto zde dochází k nukleaci únavové trhliny, což je možné vidět na obrázku č. 62 [58].

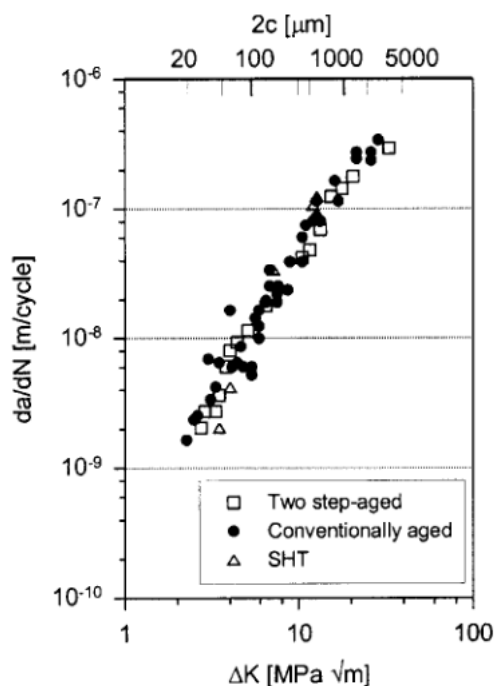


Obr. č.61 : Vysokocyklové únavové chování slitiny Ti-Al3-V8-Cr6-Mo4-Zr4 po různém tepelném zpracování [58].



Obr. č.62 : Inicie únavové trhliny ve slitině Ti-Al3-V8-Cr6-Mo4-Zr4 ($\sigma_a = 675 \text{ MPa}$) [58].

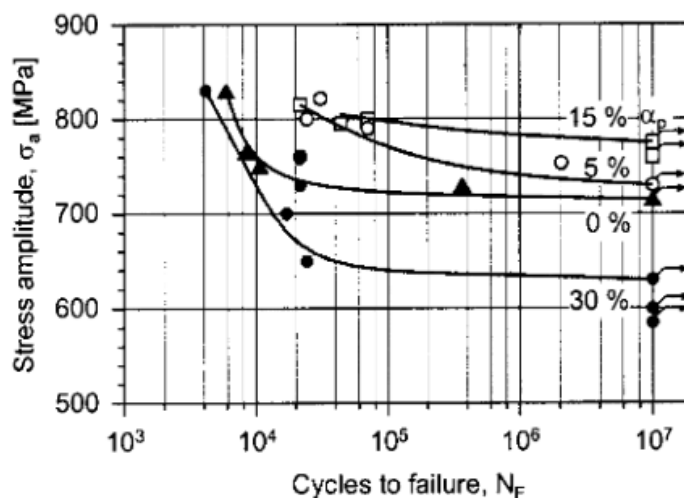
Rozdíly v odolnosti proti růstu únavové trhliny různě zpracovaných β slitin, jsou znázorněny na obrázku č. 63. Je zřejmé, růst únavové trhliny není u těchto materiálů výrazně závislý na jejich tepelném zpracování, a tedy na jejich mikrostruktuře, na rozdíl od slitin typu $\alpha + \beta$ [58].



Obr. č.63 : Růst únavové trhliny v Ti-Al3-V8-Cr6-Mo4-Zr4 ($\sigma_a = 675 \text{ MPa}$) [58].

Přestože na růst únavové trhliny má mikrostruktura titanové β slitiny pouze velmi malý vliv, nukleace trhliny a tedy i celkové únavové chování je na mikrostruktuře závislé poměrně výrazně.

Obrázek č. 64 ukazuje S-N křivky, pro různě zpracované titanové β slitiny. V závislosti na mikrostruktuře slitiny dochází k nukleaci únavových trhlin na hranicích β zrn v žíhané struktuře slitiny, dále na rozhraní mezi zrny β a silnou vrstvou fáze α vyloučenou po hranicích zrn. Lepší chování slitin s mikrostrukturou s nízkým obsahem primární fáze α (5% až 15%) je pravděpodobně způsobeno absencí kontinuálního filmu fáze α na hranicích β zrn a také relativně vysokou pevností těchto slitin [58].



Obr. č. 64 : Vysokocyklové únavové chování slitiny Ti-V10-Fe2-Al3[58].

4. Slitina Ti-Al3-V2,5

Závěrečná část této literární rešerše bude věnována slitině Ti-Al3-V2,5, kterou je možné také nalézt pod označením titan Grade 9 a jejíž struktura a únavové vlastnosti budou předmětem experimentální části této diplomové práce.

4.1. Vlastnosti slitiny Ti-Al3-V2,5

Slitina Ti-Al3-V2,5 patří do skupiny titanových slitin se směsnou strukturou typu $\alpha + \beta$. Tento materiál se vyznačuje především výbornou korozivzdorností v náročných korozních podmínkách, a to i v prostředí mořské vody, solí a oxidačních kyselin. Hodnoty jeho pevnosti jsou vyšší, než u čistého titanu, ale naopak nižší než u nejběžněji používané slitiny Ti-Al6-V4. Oproti čistému titanu je pevnost titanu Grade 9 vyšší o 20 až 50%, a to při pokojových i zvýšených teplotách. Obdobně jako Ti-Al6-V4 má i slitina Ti-Al3-V2,5 vysoký poměr pevnosti ku hmotnosti, který je výrazně vyšší než u korozivzdorných ocelí. Dále má se slitinou Ti-Al6-V4 srovnatelnou svařitelnost, ale je výrazně vhodnější ke tváření za studena, ke kterému slitina Ti-Al6-V4 příliš vhodná není. Další výhodou Ti-Al3-V2,5 je jeho nízká hmotnost (hustota 4.48 g/cm³), která jej předurčuje k použití v konstrukcích letadel, nebo potrubí hydraulických systémů. Velmi vhodným materiálem je tato slitina pro výrobu sportovního náčiní, například tenisových raket, jízdních kol, či golfových holí. Další aplikace zahrnují tlakové nádoby a potrubí [15, 62, 63, 65].

4.1.1. Chemické složení

Chemické složení slitiny je možné vidět v tabulce č.7. Obsah 3 hmotnostních procent Al přispívá ke stabilizaci α fáze a 2,5 % V stabilizuje fázi β . Vysoký obsah nečistot může zvýšit mez kluzu materiálu a naopak snižuje hodnoty prodloužení a zúžení při deformaci [15].

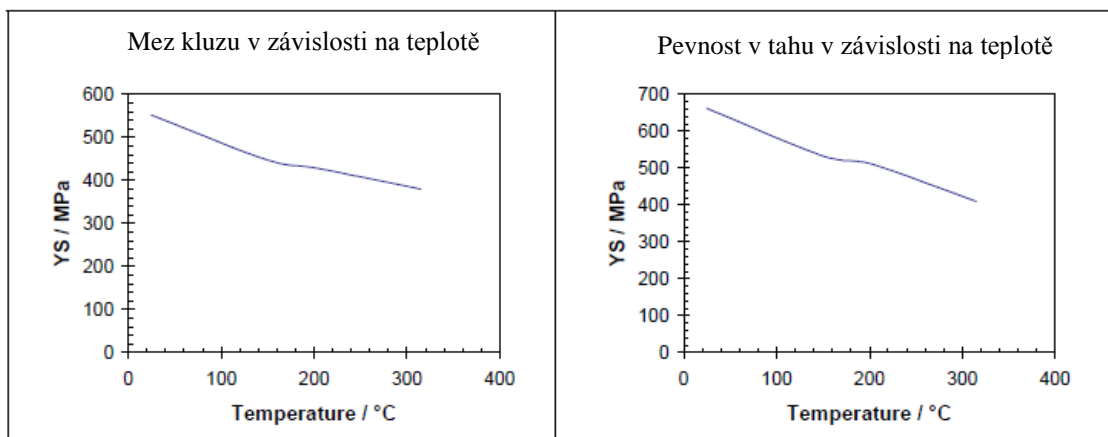
Prvek	Min.	Max.
Al	2.5000	3.5000
C	-	0.0500
Fe	-	0.3000
H	-	0.0150
N	-	0.0200
O	-	0.1200
V	2.0000	3.0000
Y	-	0.0050
Ostatní prvky	-	0.1000

Tab. č. 7: Chemické složení slitiny Ti-Al3-V2,5 [64].

4.1.2. Mechanické vlastnosti

V následující tabulce č. 8 jsou uvedeny základní mechanické vlastnosti slitiny. Minimální mechanické vlastnosti specifikované normou ASTM B338 se mohou odlišovat v závislosti na tepelném zpracování [63].

Mechanické vlastnosti při pokojové teplotě		
	Minimální hodnoty	Obvyklé hodnoty
Mez kluzu	485 MPa	610 MPa
Mez pevnosti	620 MPa	740 MPa
Prodloužení	15 %	17 %
Redukce průřezu	25 %	%
Tvrдость		260-320 HV
Modul pružnosti		107 GPa
Lomová houževnatost		48-102 J



Tab. č. 8: Mechanické vlastnosti slitiny Ti-Al3-V2,5 [65].

Nejčastěji se titan Grade 9 využívá ve formě polotovarů, které jsou tvářené za studena a žíhány na odstranění vnitřních pnutí. Je dodáván ve formě folií, trubek a bezešvých trubek, výkovků a polotovarů tvářených za tepla. Slitina Ti-Al3-V2,5 může být tepelně zpracována na vysoké pevnosti, ale možnosti tepelného zpracování jsou limitovány její prokalitelností. V následující tabulce je možné vidět 2 používané způsoby tepelného zpracování slitiny [15, 65].

Tepelné zpracování		Teplota	Čas
Žíhání Odstranění vnitřních pnutí	Chlazeno na vzduchu	595-760 °C	1 - 3 hours
		315-650 °C	1 - 3 hours

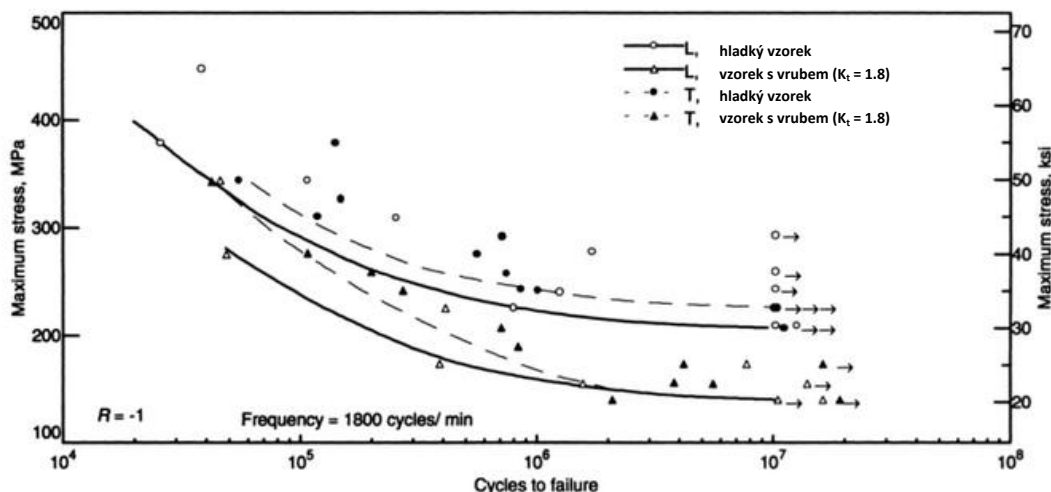
Tab. č. 9: Mechanické vlastnosti slitiny Ti-Al3-V2,5 [65].

4.1.3. Mikrostruktura slitiny

Fázová struktura slitiny Ti-Al3-V2,5 obsahuje především zrna fáze α , s malým množstvím β fáze v matici a na hranicích zrn. Základními strukturními vlastnostmi tohoto materiálu je tedy morfologie α fáze a textura přítomná ve struktuře. Výsledná struktura materiálu odpovídá obvykle stavu po tváření za studena a částečné rekrystalizaci, ale může být dále upravována tepelným zpracováním. Morfologie fáze α může obsahovat rovnoosá zrna α o obsahu v rozmezí 5 až 80 %, v závislosti na stupni tváření a rekrystalizaci. Pokud je titan Grade 9 používán k výrobě potrubí, má obvykle prodloužená zrna α a fáze beta se nachází po hranicích zrn. Žiháním se pak dosahuje zaobleného tvaru zrn [61].

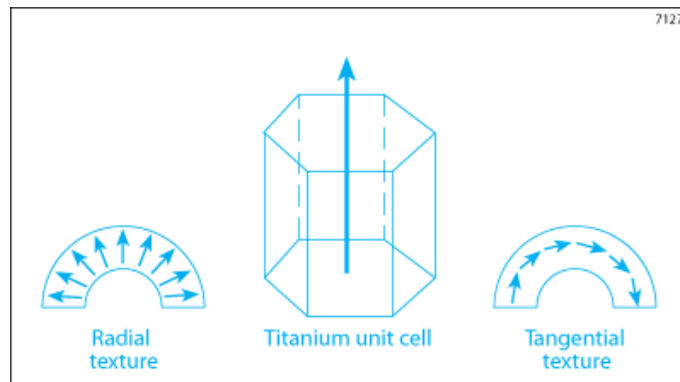
4.2. Únavové chování Ti-Al3-V2,5

Slitina Ti-Al3-V2,5 je používána především pro hydraulické vedení v leteckém průmyslu a to více než 20 let. Důvodem je její vysoký poměr pevnosti ku hmotnosti ale také vynikající únavová odolnost. Typická S-N křivka pro tuto slitinu je znázorněna na obr. č. 65 [63].

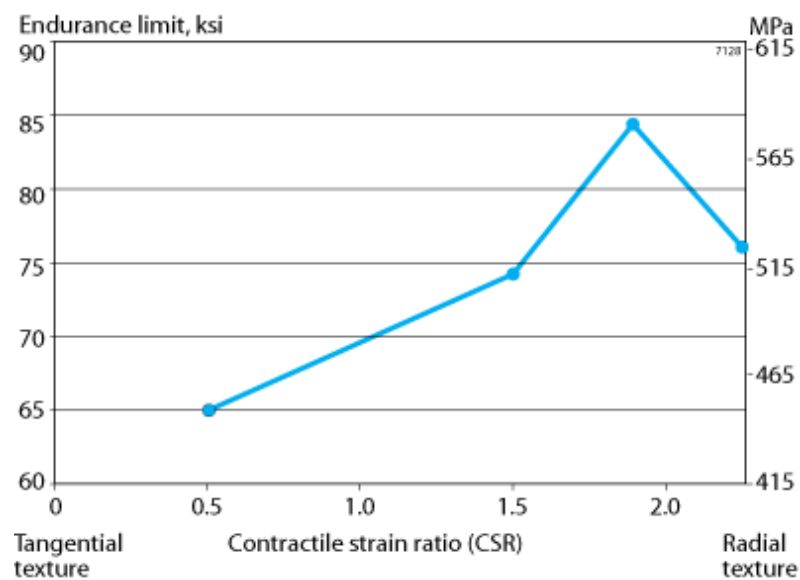


Obr. č. 65: Wöhlerovy křivky žíhaného vzorku (materiál byl žhán při 785 °C po dobu 2 h a ochlazován ve vakuu, pevnost v tahu 538 MPa, vzorky byly odebírány z plechu ve směru tváření (L) a kolmo na směr tváření(T)) [61].

Mez únavy pro trubky vyrobené ze slitiny Ti-Al3-V2,5, ve stavu žíhaném, nebo tvářeném za studena a žíhaném na odstranění vnitřních pnutí, dosahuje 50% tahové meze pevnosti tohoto materiálu. Dále je zde možné zlepšit únavové vlastnosti slitiny pomocí řízení krystalografické textury trubky. Díky svojí hexagonální struktuře vykazuje titan určitou anizotropii vlastností. Rozdílné textury, které se mohou vyskytnout v závislosti na způsobu výroby u titanových trubek, jsou znázorněny na obrázku č. 66. Trubky s radiální texturou vykazují vyšší únavovou odolnost než trubky s texturou tangenciální. Efekt krystalové textury na únavovou pevnost titanu Grade 9 je ukazuje obrázek č 67.



Obr. č. 66: Textury vyskytující se u titanových trubek [63].



Obr. č. 67: Vliv krystalové textury na únavovou pevnost Ti-Al3-V2,5 [63].

II. Experimentální část

5. Cíle práce

Praktická část této diplomové práce byla zaměřena na hodnocení vlastností dvoufázové slitiny titanu Ti-Al3-V2,5 (ASTM Grade 9). V průběhu práce byly řešeny následující úkoly:

- Provedení metalografické analýzy.
- Stanovení základních mechanických vlastností:
 - tahová zkouška,
 - zkouška 3 bodovým ohybem.
- Provedení únavových zkoušek.
- Matematické vyhodnocení Wöhlerových křivek.
- Analýza Haighova diagramu.
- Fraktografické hodnocení lomu zkušebních vzorků s využitím SEM.

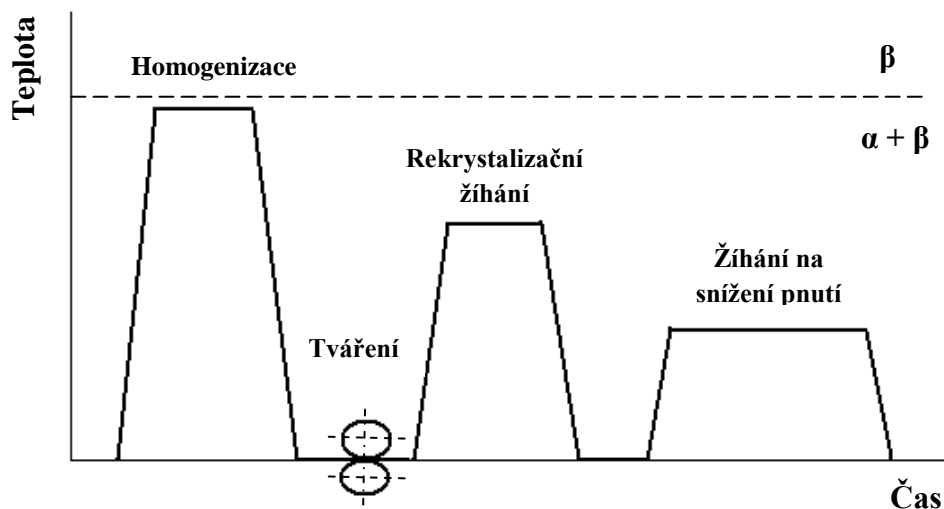
6. Metalografická analýza

Metalografickou analýzou byly hodnoceny vybrané vzorky zadané slitiny. Metalografické výbrusy byly vyrobeny ze vzorků č. 1 a 5, aby bylo možné ověřit homogenitu struktury ve zkoušeném materiálu.

Chemické složení slitiny je uvedeno v tabulce č. 10. Slitina byla dodána ve stavu žíhaném a diagram jejího tepelného zpracování je znázorněn na obrázku č. 68. Jak již bylo uvedeno v kapitole 1.4.2 a jak také vyplývá z obrázku č. 68, technologický postup tepelného zpracování slitiny Ti-Al3-V2,5 se skládá z homogenizace, tváření, které obvykle probíhá za studena, následuje rekrystalizační žíhání, popřípadě žíhání na snížení vnitřních pnutí.

Ti-Al3-V2,5									
Prvek	Al	C	Fe	H	N	O	V	Y	Ostatní
Obsah v %	2,5 – 3,5	0,05	0,3	0,015	0,02	0,12	2 - 3	0,005	0,1

Tab. č. 10: Chemické složení slitiny Ti-Al3-V2,5.



Obr. č. 68: Diagram tepelného zpracování slitiny Ti-Al3-V2,5.

6.1. Metodika metalografické analýzy

Pro mikroskopické pozorování byly vzorky připraveny standardním metalografickým postupem. Ze zkušebních vzorků byly nejprve vyřezány menší díly s využitím metalografické pily značky Struers. Takto vzniklé vzorky byly zalisovány za tepla pomocí termoplastické pryskyřice Clarofast na zařízení Labopress-3. Následně byly vzorky upravovány broušením na brusných papírech různé zrnitosti, a dále leštěny pomocí leštící pasty, až do dosažení zrcadlového lesku. Broušení a leštění vzorků bylo prováděno na automatické metalografické brusce Struers. Pro zviditelnění struktury materiálu byly povrchy vzorků naleptány leptadlem vhodným pro titanové slitiny. Tímto způsobem připravené metalografické výbrusy byly pozorovány a zdokumentovány při různých zvětšeních s využitím světelného mikroskopu Olympus PMG-3 a digitální kamery DP20.

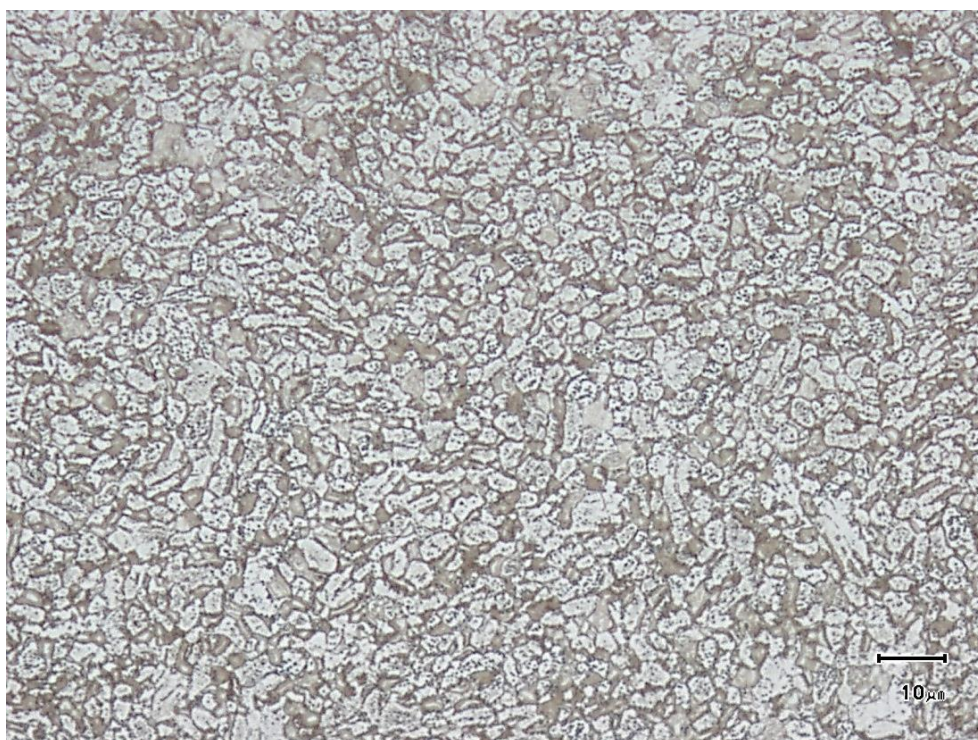
6.2. Výsledky metalografické analýzy

Na následujících obrázcích jsou zdokumentovány výsledky pozorování mikrostruktury vzorků č. 1 a 5.

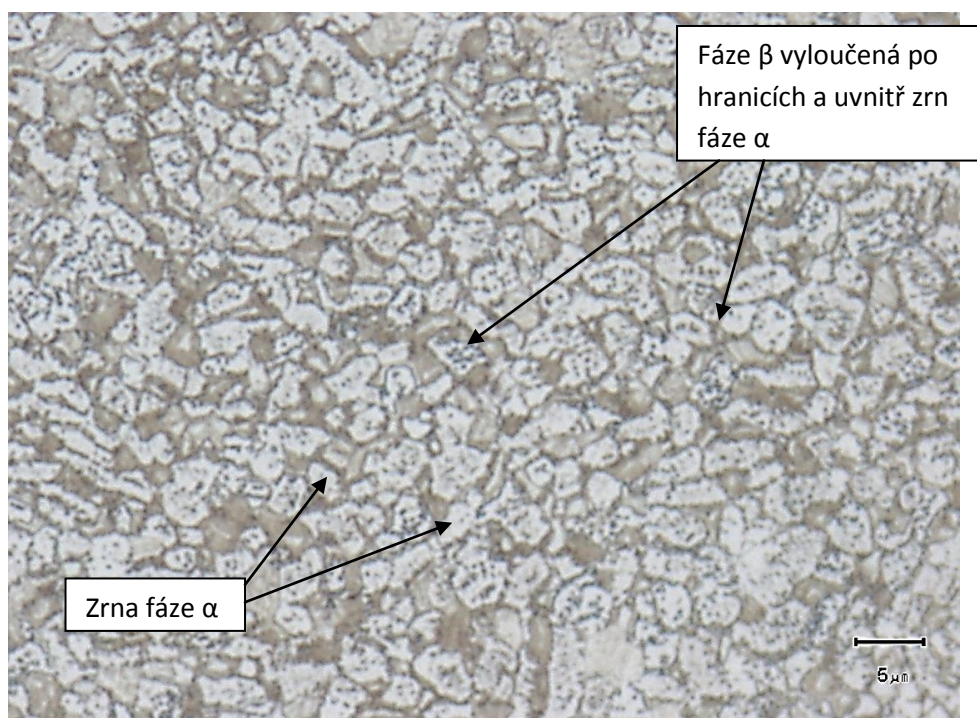
Vzorek č. 1



Obr. č. 69: Jemnozrnná struktura $\alpha + \beta$ fáze, zvětšení 100x.

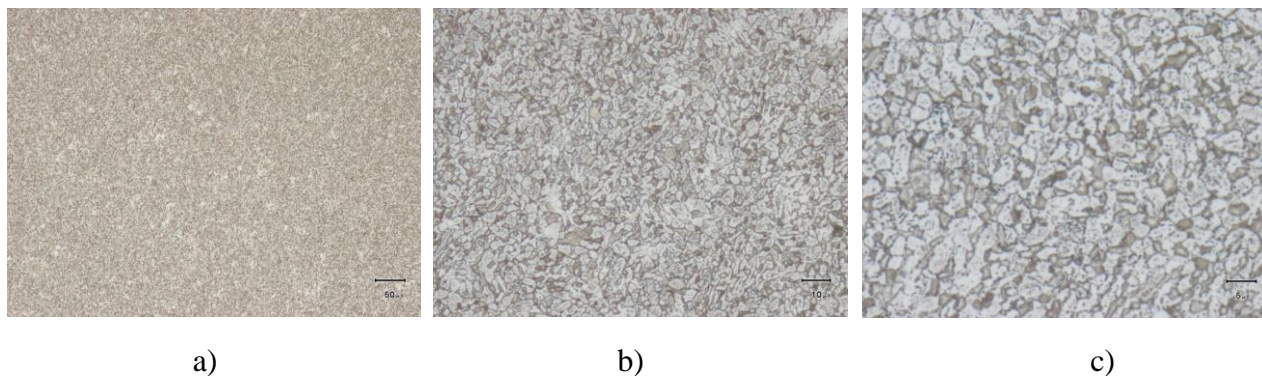


Obr. č. 70: Zrna fáze α s fází β vyloučenou uvnitř a po hranicích zrn α , zvětšení 500x.



Obr. č. 71: Mikrostruktura Ti-Al3-V2,5, zvětšení 1000x.

Vzorek 5



Obr. č. 72: Mikrostruktura vzorku č. 5,
a) zvětšení 100x, b) zvětšení 500x, c) zvětšení 1000x.

Na vzorcích byla pozorována jemnozrnná struktura $\alpha + \beta$ fáze, kde fáze β je vyloučena po hranicích, ale také uvnitř zrn fáze α . Této struktury bylo dosaženo tepelným zpracováním popsaným v úvodu kapitoly.

7. Zkouška tahem

7.1. Metodika zkoušky tahem

Tahová zkouška je jednou ze základních a nejrozšířenějších zkoušek mechanických vlastností materiálu. V ČR se tato zkouška řídí národní normou ČSN EN 10002 a je založena na zatěžování zkušební tyče (kvazi)statickým jednoosým tahem, a to až do lomu zkušební tyče. Tvar a rozměry zkušebních tyčí závisí na tvaru a rozměrech kovových výrobků, pro které jsou určovány mechanické vlastnosti. Příčný průřez zkušebních těles může být kruhový, čtvercový, obdélníkový, či jiného tvaru. Mohou se využívat zkušební tyče poměrné nebo nepoměrné. Během zkoušky je zaznamenávána závislost zatížení F [N] na prodloužení zkušební tyče Δl [mm] nebo závislost napětí σ [MPa] na poměrném prodloužení tyče ε [-]. Z takto vzniklého tahového diagramu a z rozměrů tělesa je možné následně určit základní mechanické charakteristiky materiálu [67, 68].

Napětíové charakteristiky:

R_e [MPa]

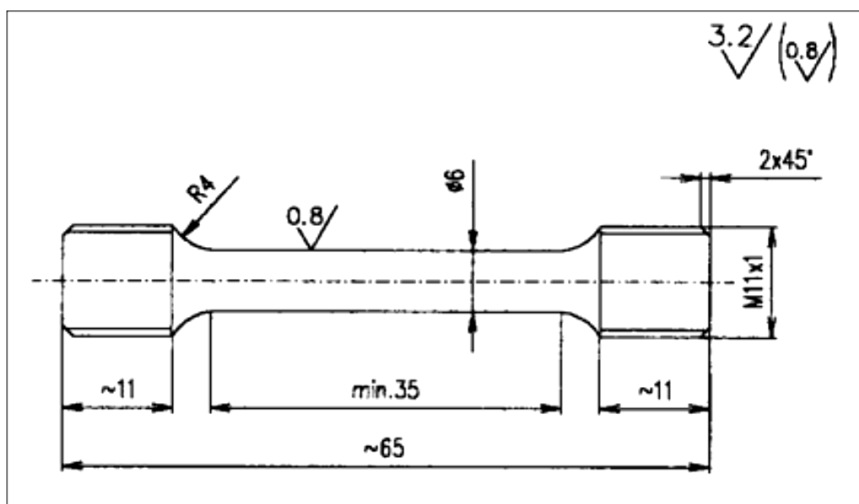
Výrazná mez kluzu – jestliže se u materiálu vyskytuje kluzový jev, jedná se pak o okamžik vzniku plastické deformace bez zvyšování působícího napětí. V některých případech je možné rozlišit horní a dolní mez kluzu.

$R_{p0,2}$ [MPa]	Smluvní mez kluzu – určuje se u materiálů, které nevykazují výraznou mez kluzu. Jedná se o napětí, které odpovídá 0,2 % plastické deformace.
R_m [MPa]	Mez pevnosti materiálu – odpovídá maximální hodnotě zatěžování.
E [MPa]	Modul pružnosti materiálu – jedná se o míru odporu materiálu vůči deformaci, která je dána poměrem síly působící na jednotku plochy ku deformaci, a to v oblasti malých deformací.

Deformační charakteristiky:

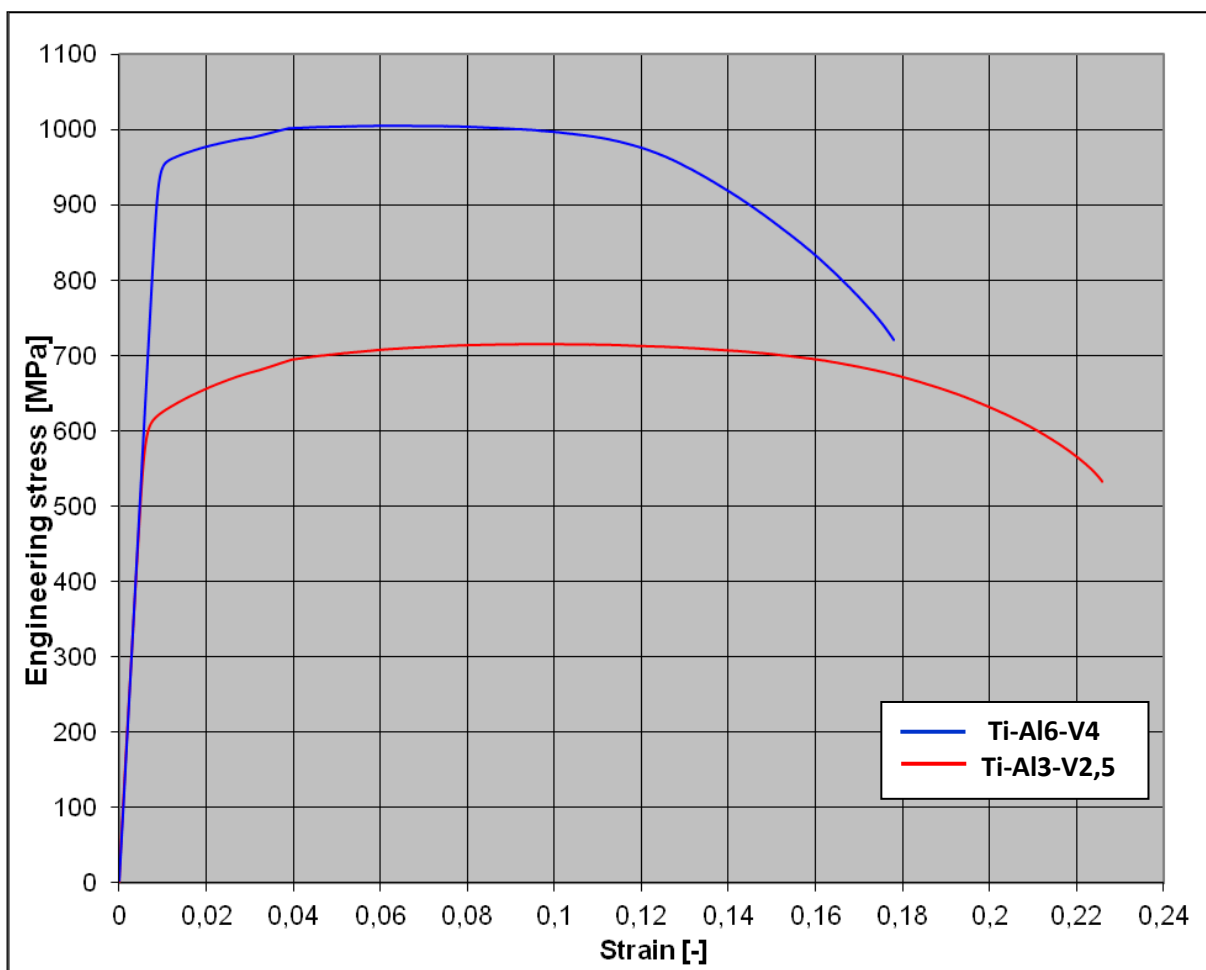
A [%]	Tažnost – poměrné prodloužení vzorku vyjádřené v procentech jeho původní délky L_0 v okamžiku přetržení.
Z [%]	Kontrakce (zúžení) – poměrné zúžení příčného průřezu vzorku vyjádřené v procentech jeho původního průřezu S_0 v okamžiku přetržení. [68]

Vzorek pro zkoušku tahem byl vyroben podle výkresu na obrázku č. 73 a následně přetržen na zkušebním stroji TiraTest 2300 řízeném počítačem. Průtahoměrem bylo snímáno prodloužení vzorku na počáteční měrné délce $L_0 = 30$ mm a rychlost zatěžování byla zvolena $\dot{\sigma} = 30$ MPa/s.



Obr. č. 73: Výkres zkušební tělesa pro statickou zkoušku tahem.

7.2. Výsledky zkoušky tahem



Obr. č. 74: Tahový diagram slitin Ti-Al6-V4 a Ti-Al3-V2,5.

Tahový diagram na obrázku č. 74 ukazuje, že slitina Ti-Al3-V2,5 má v porovnání se slitinou Ti-Al6-V4 nižší pevnost, ale naopak vyšší hodnoty deformačních charakteristik.

Ti-Al3-V2,5					
	R_{p0,2} [MPa]	R_m [MPa]	A₅ [%]	Z [%]	E [GPa]
Minimální hodnoty dle materiálového listu [65]	485	620	15	25	107
Naměřené hodnoty	614	715	21,9	45,1	103,2

Tab. č. 11: Mechanické vlastnosti slitiny Ti-Al3-V2,5.

Při zkoušce tahem byla naměřená mez pevnosti materiálu o 15,3 % vyšší, než je minimální hodnota požadovaná u slitiny Ti-Al3-V2,5 v materiálovém listu, tedy $R_m = 620$ MPa. A současně, se naměřená hodnota 715 MPa liší o 3,4 % od hodnoty $R_m = 740$ MPa, která je v materiálovém listě uvedena, jako mez pevnosti obvyklá u této slitiny.

Mez kluzu naměřená u zadané slitiny při tahové zkoušce opět převyšuje o 26,6 % mez kluzu minimální, tedy $R_{p0,2} = 485$ MPa a převyšuje také hodnotu meze kluzu uvedenou v materiálovém listě slitiny jako obvyklou, tedy $R_{p0,2} = 610$ MPa.

U zkoumaného vzorku slitiny Ti-Al3-V2,5 bylo dosaženo většího prodloužení, než je požadováno materiálovým listem. V materiálovém listě jsou stanoveny hodnoty tažnosti $A_5 = 15$ %, jako hodnota minimální a $A_5 = 17$ %, jako hodnota obvyklá. U hodnoceného vzorku byla naměřena tažnost $A_5 = 21,9$ %.

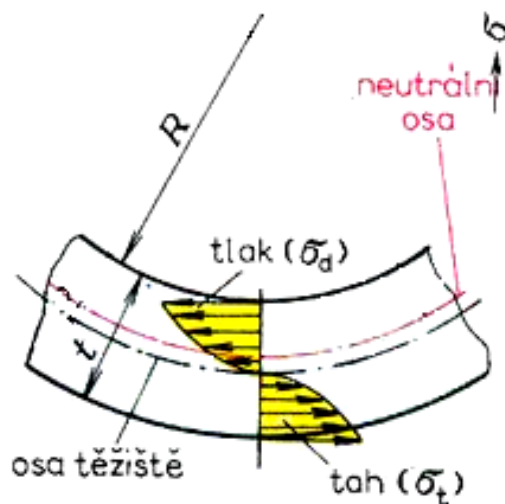
8. Zkouška ohybem

8.1. Metodika zkoušky ohybem

Zkouška třibodovým ohybem slouží pro zjištění dvou základních materiálových charakteristik:

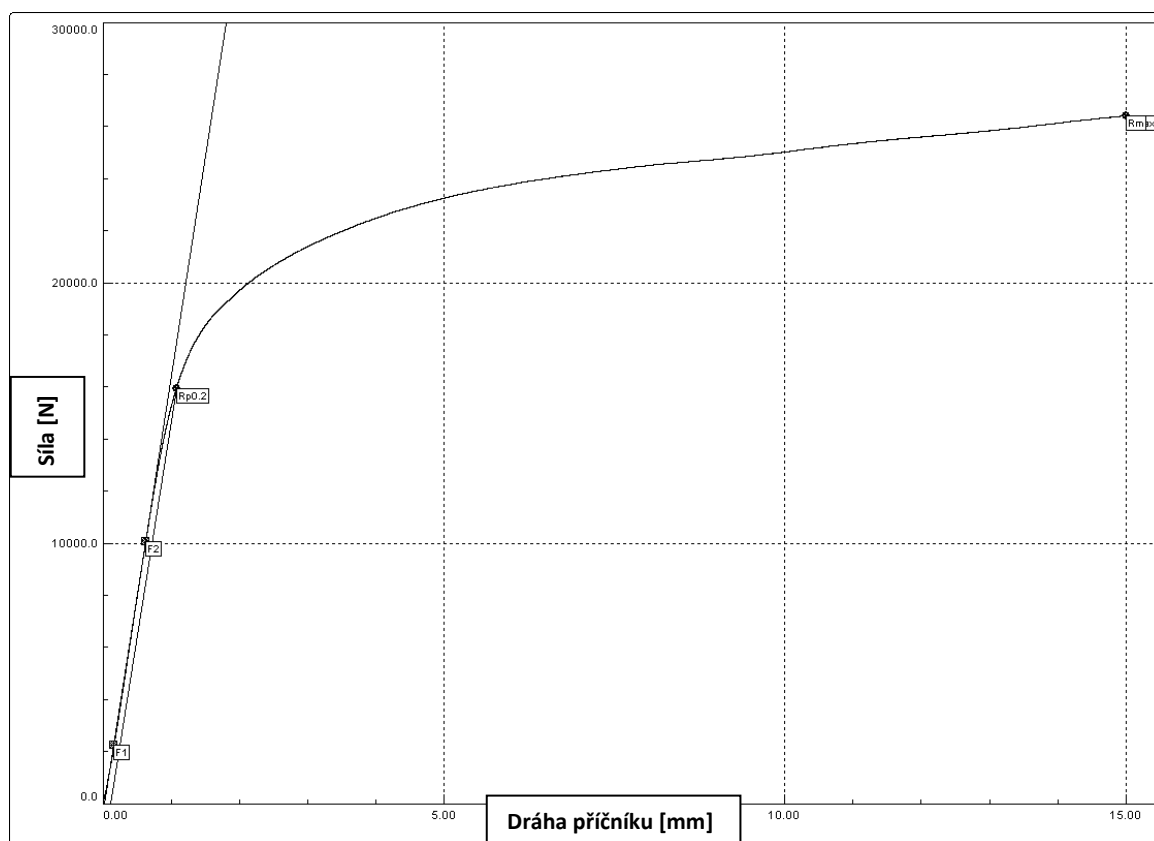
R_{mo}	[MPa]	Pevnost v ohybu, respektive smluvní napětí na mezi pevnosti.
y	[mm]	Průhyb zkušební tyče v okamžiku porušení, charakterizující tvárnost materiálu.

Zkouška se obvykle provádí na univerzálním trhacím stroji s využitím zkušební tyče kruhového, popřípadě obdélníkového průřezu, která je podepřená na dvou podporách. Zkušební tyč je podepřena v definované vzdálenosti ($l = 20d$) na volně otočných válečkách tak, aby podepření nebránilo jejímu pohybu a tím i volnému deformování. Při zatěžování které působí uprostřed tyče, je napětí v průřezu rozděleno nerovnoměrně – od maximálních hodnot napětí (v tahu a tlaku) v povrchových vláknech klesá na nulu v neutrální ose (viz. obr. č. 83). Při zatěžování zkušební tělesa se snímá závislost síly na průhybu tyče, kdy průhyb y se měří jako změna polohy středu tyče vzhledem k oporám [69,70].



Obr. č. 75: Průběh napětí při zatěžování tělesa ohybem [71].

8.2. Výsledky zkoušky ohybem



Obr. č. 76: Ohybový diagram slitiny Ti-Al3-V2,5.

Zkouškou tříbodovým ohybem byla u zadané slitiny zjištěna pevnost v ohybu $R_{mo} = 1996 \text{ MPa}$ a mez kluzu v ohybu $R_{eo} = 1204 \text{ MPa}$. Pro zkoušku bylo použito válcové těleso o průměru 12 mm a se vzdáleností podpor 65 mm.

9. Zkoušky vysokocyklové únavy

9.1. Metodika zkoušky vysokocyklové únavy

Zkoušky vysokocyklové únavy slitiny Ti-Al3-V2,5 byly prováděny s využitím rezonančním pulzatoru Amsler 10 HFP. Zařízení pracuje na principu vlastní frekvence v rozmezí 50 – 300 Hz. Cyklování zkušebních vzorků bylo provedeno při frekvenci 142 Hz a byly zjišťovány počty cyklů do lomu pro dvě různé hodnoty parametru asymetrie $P = 2,5$ a $P = 3$.

Naměřené Wöhlerovy křivky byly vyhodnoceny metodou nejmenších čtverců, s použitím tříparametrické nelineární Stromayerovy funkce, která vhodně popisuje únavové chování ve vysokocyklové oblasti [47]:

$$(\sigma - K) = a + b \cdot \log N, \quad (12)$$

kde: σ - amplituda σ_a nebo horní napětí σ_h , v závislosti na způsobu zatěžování,
 K, a, b - konstanty regresní křivky,
 N - počet cyklů do lomu, nebo do ukončení zkoušky.

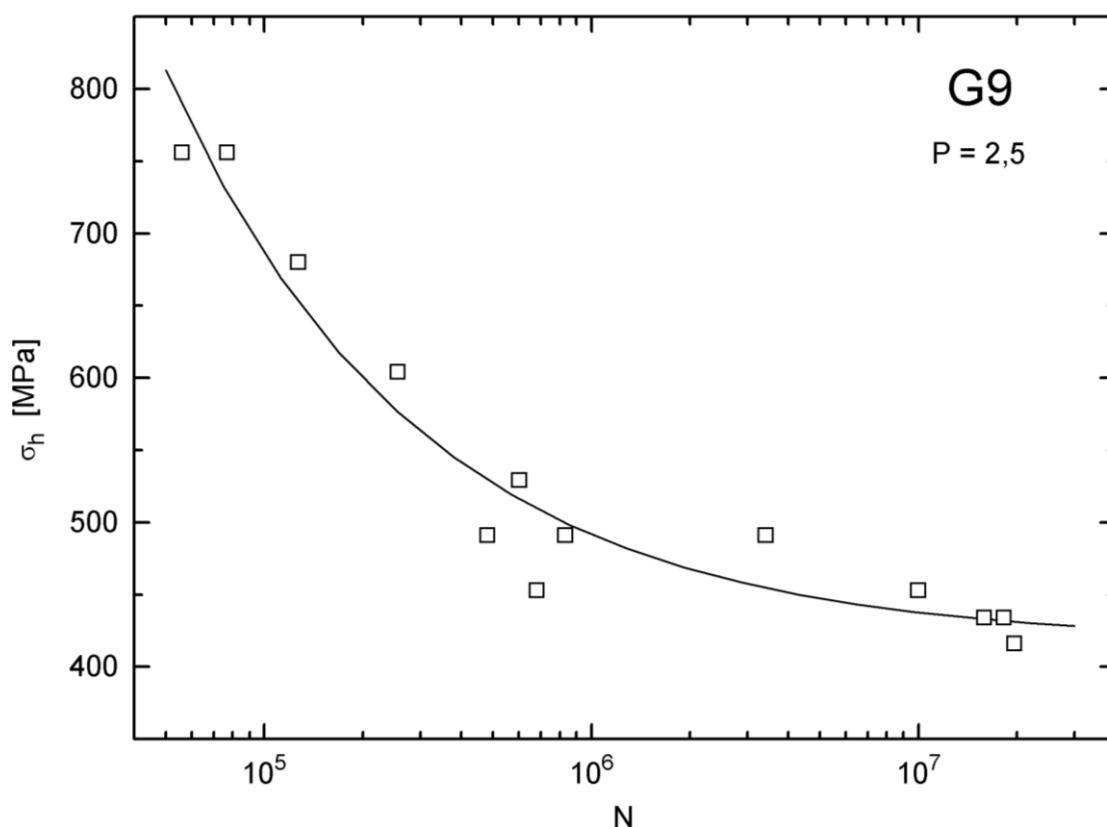
9.2. Výsledky zkoušky vysokocyklové únavy

Wöhlerova křivka znázorněná na obrázku č. 77 byla získána na základě měření třinácti bodů při parametru asymetrie $P = 2,5$. Body byly proloženy regresní křivkou s využitím metody nejmenších čtverců a výsledné parametry regresní funkce, stejně tak jako výsledky analýzy Wöhlerovy křivky jsou uvedeny v následující tabulce.

Parametr asymetrie		Konstanty regresní funkce		Mez trvalé únavy	Mez únavy	Střední napětí
P	R	a	b	σ_∞	σ_{ohC}^1	σ_m
[-]	[-]	[MPa]	[-]	[MPa]	[MPa]	[MPa]
2,5	0,2	164 333,6	-0,5572	417,0	437,7	175,1

Tab. č. 12: Únavové charakteristiky slitiny Ti-Al3-V2,5 při $P = 2,5$.

¹ $\sigma_{ohC} = \sigma_m + \sigma_a$

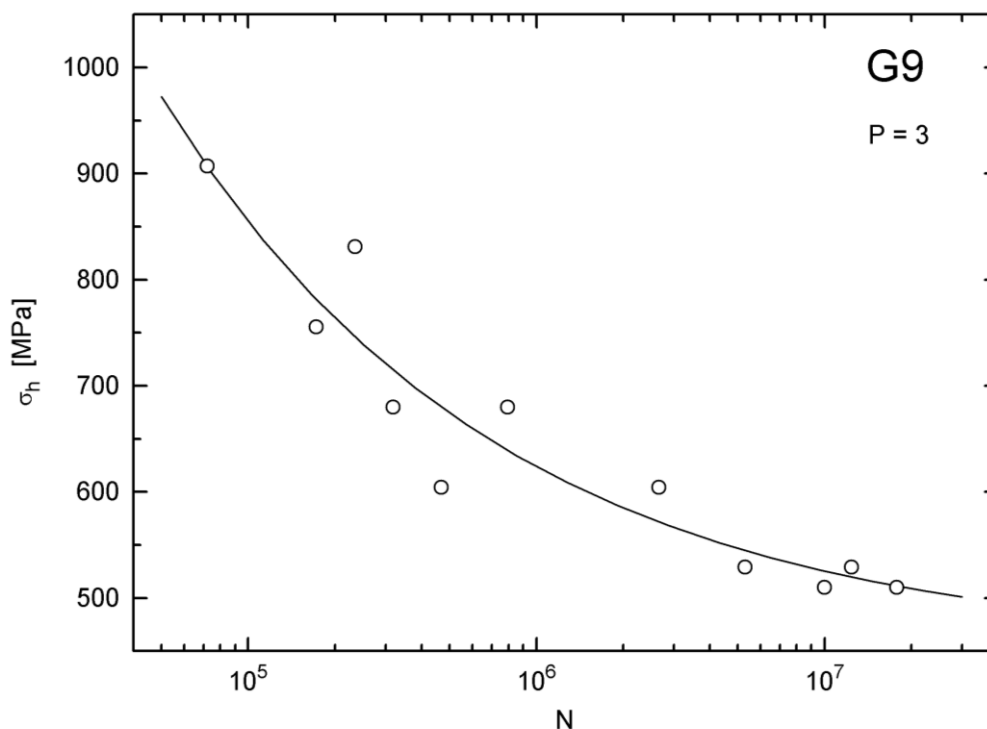


Obr. č. 77: Wöhlerova křivka slitiny Ti-Al3-V2,5 při parametru asymetrie $P = 2,5$.

Na obrázku č. 78 je pak vynesena Wöhlerova získaná na základě měření jedenácti bodů při parametru asymetrie $P = 3$. Body byly opět proloženy regresní křivkou s využitím metody nejmenších čtverců a výsledné parametry regresní funkce, stejně tak jako výsledky analýzy Wöhlerovy křivky jsou uvedeny v následující tabulce.

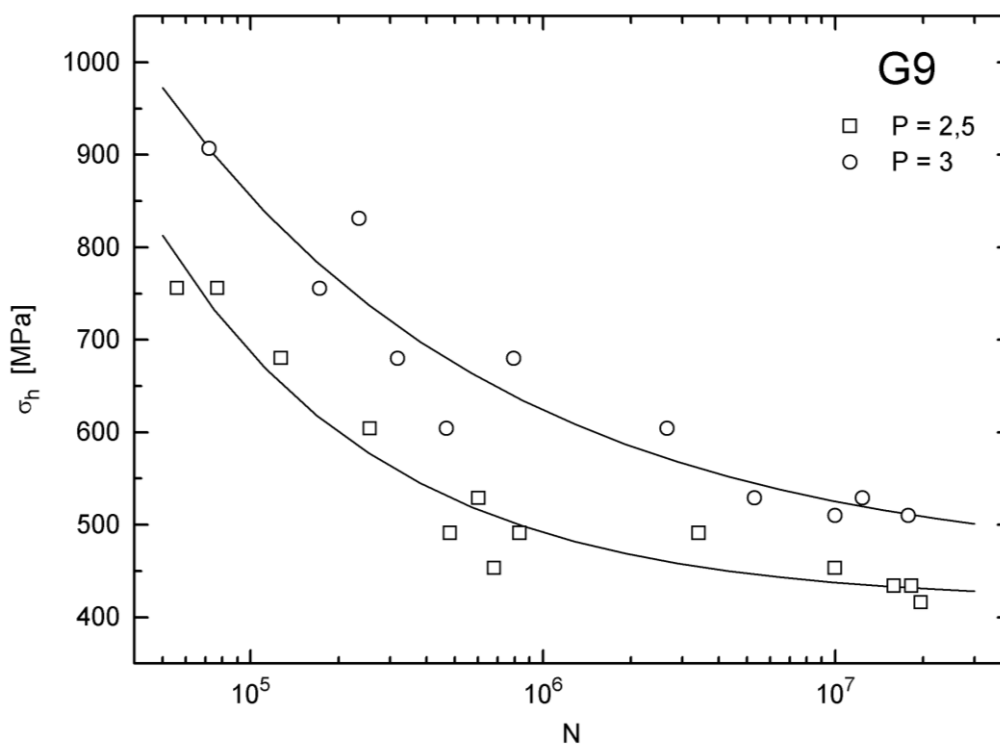
Parametr asymetrie		Konstanty regresní funkce		Mez trvalé únavy	Mez únavy	Střední napětí
P [-]	R [-]	a [MPa]	b [-]	σ_{∞} [MPa]	σ_{ohC} [MPa]	σ_m [MPa]
3,0	0,3	28 555,7	-0,3702	452,3	525,5	175,2

Tab. č. 13: Únavové charakteristiky slitiny Ti-Al3-V2,5 při $P = 3$.



Obr. č. 78: Wöhlerova křivka slitiny Ti-Al3-V2,5 při parametru asymetrie $P = 3$.

Vynesení obou výše uvedených Wöhlerových křivek do jednoho diagramu (viz. obr. č. 79) umožňuje porovnání únavového chování materiálu ve vysokocyklové oblasti při různých parametrech asymetrie.



Obr. č. 79: Porovnání Wöhlerových křivek slitiny Ti-Al3-V2,5 při parametrech asymetrie $P = 2$ a $P = 3$.

S rostoucí hodnotou obou parametrů asymetrie P i R , se Wöhlerova křivka v oblasti vysokocyklové únavy, tedy dostatečně nízko pod mezí pevnosti materiálu, posouvá směrem k vyšším napětím [47].

Tomuto odpovídají také výsledky experimentu. Wöhlerova křivka naměřená při $P = 3$ je oproti křivce pro $P = 2,5$ posunuta v oblasti meze únavy o přibližně 90 MPa nahoru. Mez únavy materiálu naměřená při parametru asymetrie $P = 3$, byla o 87,7 MPa vyšší než mez únavy naměřená při $P = 2,5$, což odpovídá zvýšení o 20. %.

9.3. Haighův diagram

Dále byl posuzován vliv asymetrie cyklu. Hodnota meze únavy je funkcí asymetrie cyklu a pro různé druhy zátěžných cyklů vzrůstá nebo klesá podle velikosti a znaménka statického předpětí. Kladná střední napětí zvyšují počet cyklů do lomu, záporná střední napětí naopak životnost materiálu prodlužují. Nejčastěji využívaný vztah pro stanovení závislosti mezní amplitudy zátěžného cyklu na středním napětí je možné vyjádřit následovně:

$$\sigma_a = \sigma_c [1 - (\sigma_m / R_m)^\alpha], \quad (17)$$

kde:

σ_a	-	mezní amplituda napětí,
σ_m	-	střední napětí cyklu,
α	-	exponent.

Hodnota exponentu α se pro většinu konstrukčních materiálů pohybuje v rozmezí 1 až 2. Pokud dosadíme do vztahu (17) hodnotu $\alpha = 1$, obdržíme tzv. Goodmanův lineární vztah:

$$\sigma_a = \sigma_c [1 - (\sigma_m / R_m)], \quad (18)$$

Pokud dosadíme do vztahu (17) hodnotu $\alpha = 2$, získáme Gerberovu kvadratickou parabolu:

$$\sigma_a = \sigma_c [1 - (\sigma_m / R_m)^2]. \quad (19)$$

Body Haighova diagramu pro slitinu Ti-Al3-V2,5 byly vypočteny na základě následujících vztahů:

$$P = \frac{\sigma_h}{\sigma_a} \rightarrow \sigma_h = P \cdot \sigma_a \rightarrow \sigma_a = \frac{\sigma_h}{P}, \quad (20)$$

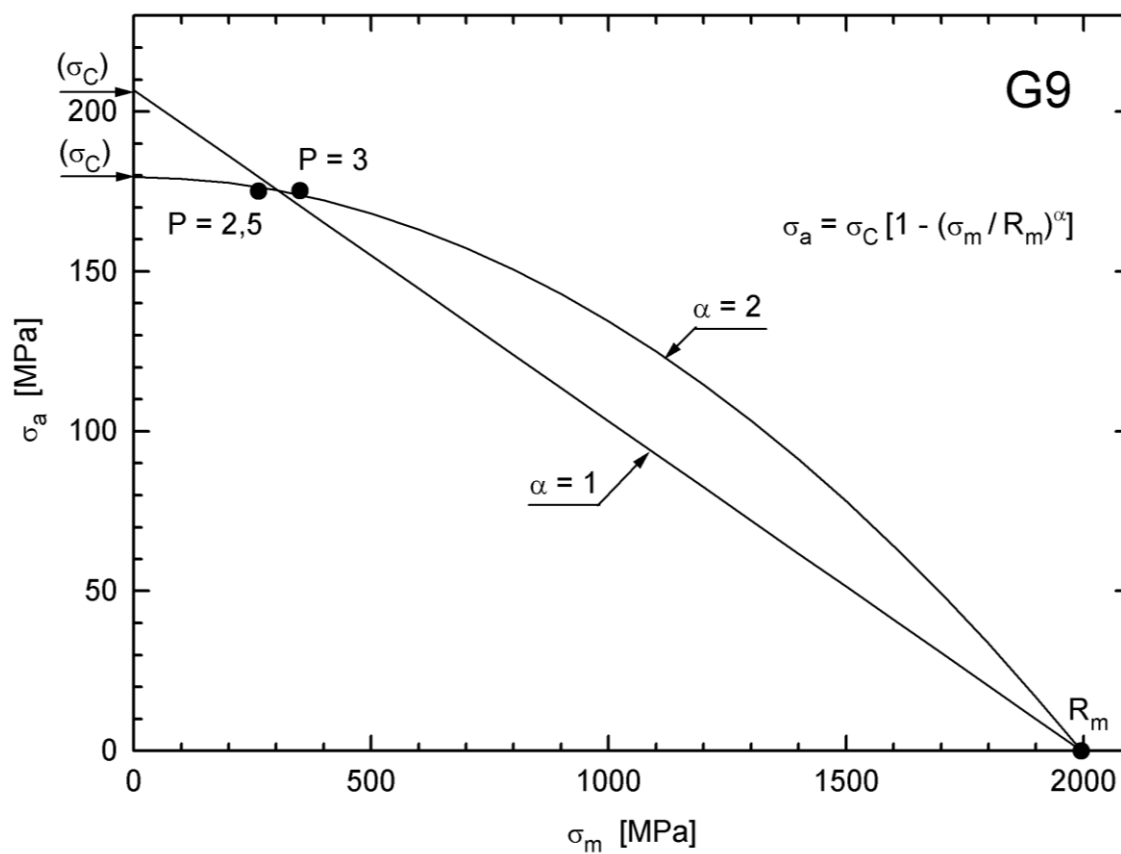
$$\sigma_h = \sigma_m + \sigma_a. \quad (21)$$

Po dosazení σ_h z rovnice (18) do vztahu (17) a úpravě získáme:

$$\sigma_m = (P - 1) \cdot \sigma_a. \quad (22)$$

	σ_{oC} [MPa]
Lineární	206,8
Kvadratická	179,5

Tab. č. 14: Aproximace



Obr. č. 80: Haighův diagram.

10. Fraktografická analýza lomu

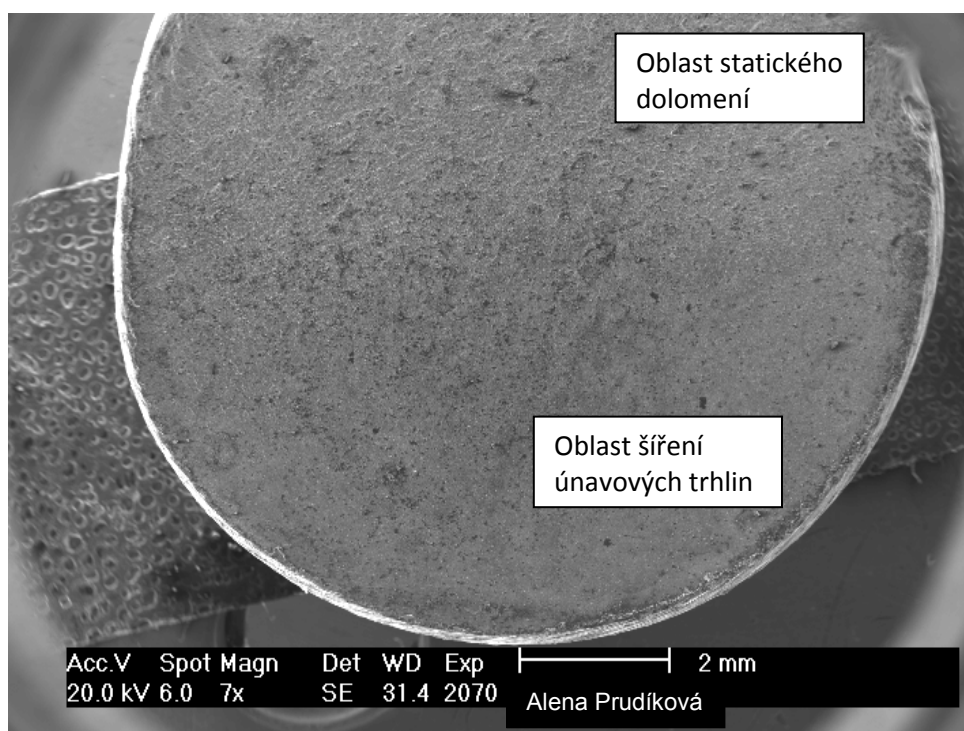
Lomová plocha vzorku po zkoušce ohybem za rotace byla pozorována v rastrovacím elektronovém mikroskopu a byla provedena mikrofraktografická analýza.

10.1. Metodika fraktografické analýzy s využitím SEM

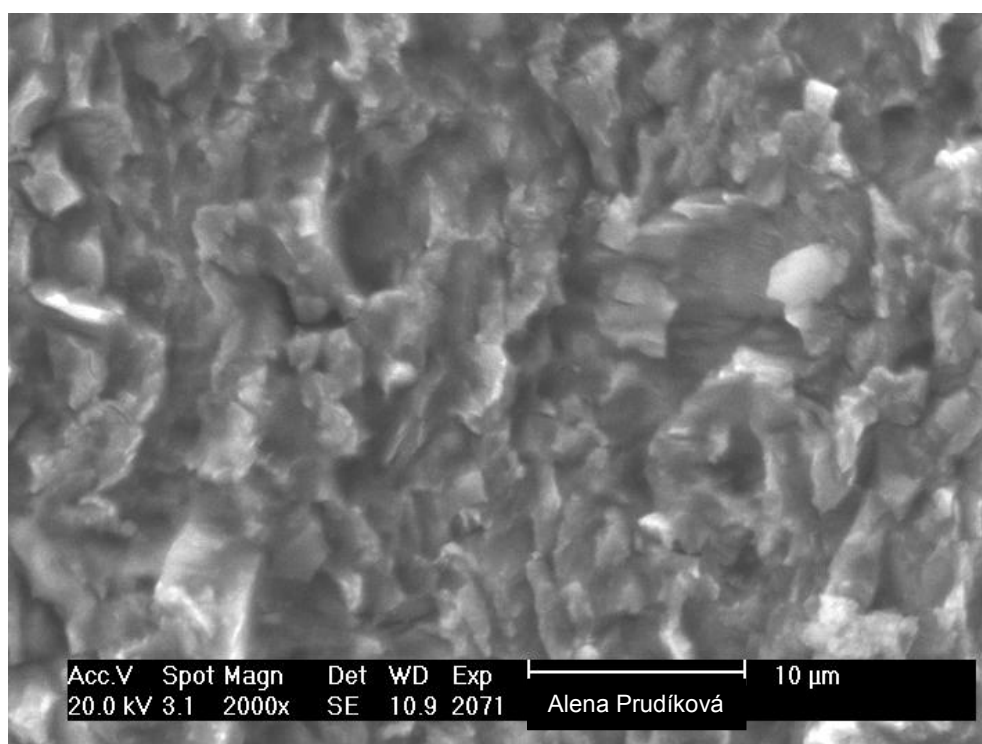
Pro mikrofraktografickou analýzu lomu byl použit rastrovací elektronový mikroskop Philips XL30. Do vakuové komory mikroskopu byl vložen očištěný vzorek a byla pozorována únavová lomová plocha. Při pozorování pomocí REM není nutné vzorky, které jsou elektricky vodivé, speciálně připravovat. Je možné pozorovat přímo lomovou plochu, což umožňuje zjistit charakteristické znaky porušování, jako například únavové striace, které dokazují, že se jedná o lom únavový. Dále je také možné určit, zda se v oblasti statického dolomení vyskytuje lom tvárný, nebo štěpný.

10.2. Výsledky fraktografické analýzy

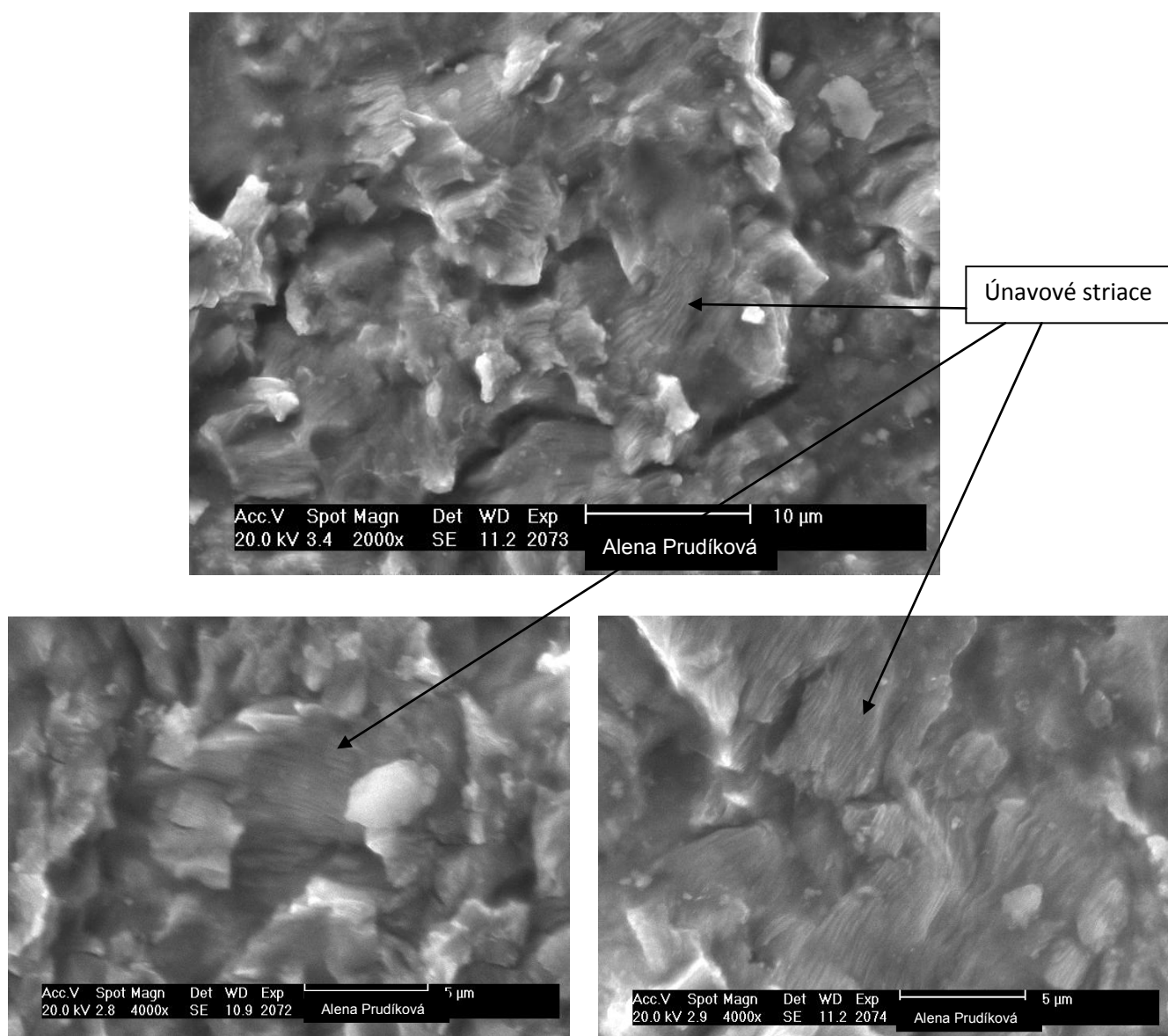
Fraktografická analýza ukázala, že některé morfologické prvky tak, jak jsou známy u únavových lomů ocelí, se vyskytují také u studované slitiny Ti-Al3-V2,5. Vzhled únavové lomové plochy byl zachycen na obr. č. 73. Na makroskopickém snímku lomové plochy vzorku jsou rozlišitelné základní oblasti charakteristické pro únavový lom, a to ohnisko, oblast šíření únavových trhlin a oblast statického dolomení. Na rozdíl od ocelí je však rozhraní únavového porušování a statického dolomení materiálu u pozorované slitiny poněkud hůře rozlišitelné. Jelikož pro únavové zkoušky byl použit válcový zkušební vzorek, bez geometrických koncentrátorů napětí (vrubů), vnitřních defektů a výrazných strukturních nehomogenit, došlo k iniciaci trhliny na povrchu součásti, jak je pro únavové porušování typické.



Obr. č. 81: Makroskopický snímek únavového lomu.



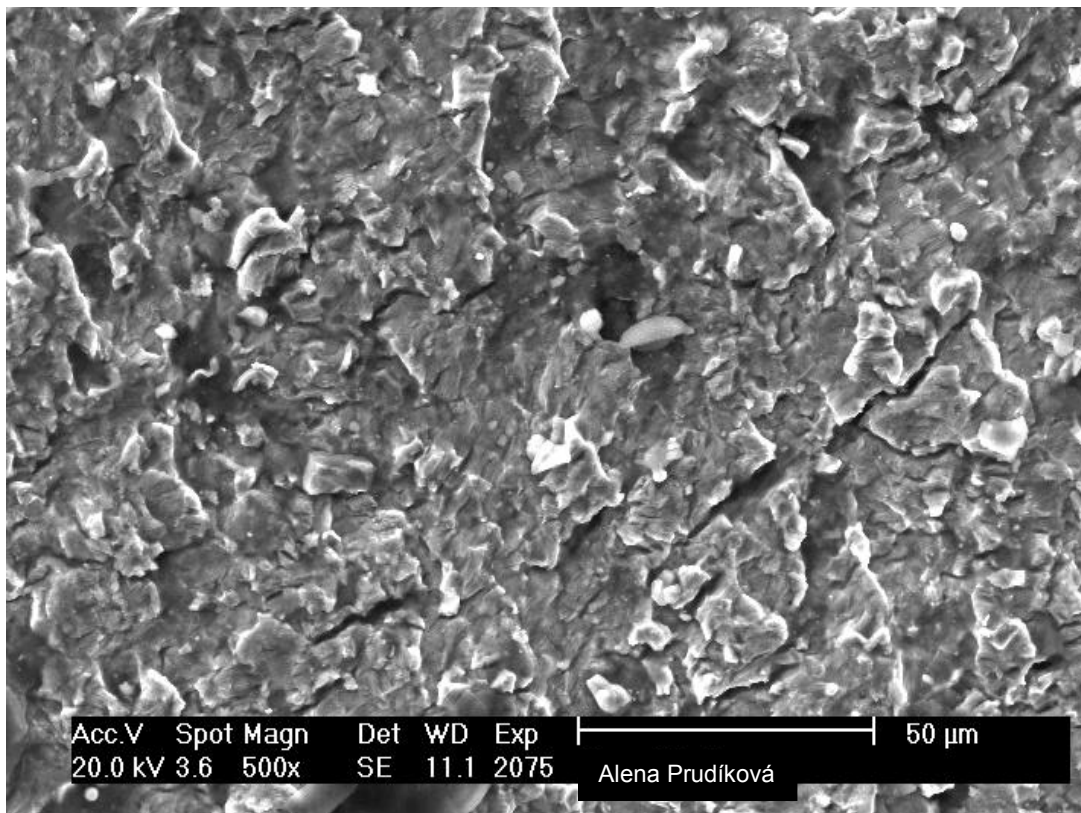
Obr. č. 82: Oblast šíření únavových trhlin.



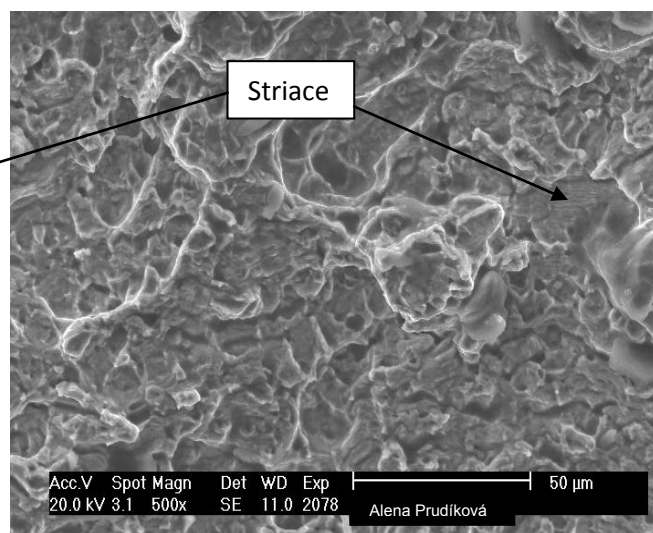
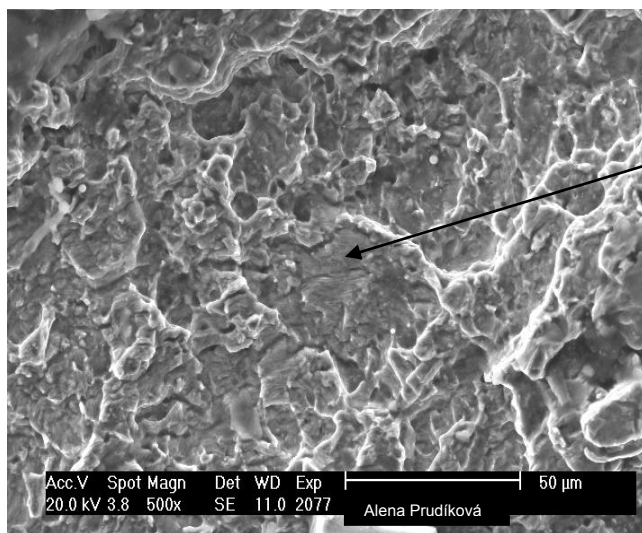
Obr. č. 83, 84, 85: Oblast šíření únavových trhlin s viditelnými únavovými striacemi.

Obrázky č. 75 až 77 zachycují oblast šíření únavových trhlin. Magistrální trhlina se zde šířila transkrystalicky. Oblasti interkrystalického porušování nebyly na lomové ploše pozorovány. Dále se na lomové ploše vyskytovaly ne příliš četné, relativně malé oblasti únavových striací (žlábkování), které jsou označeny na předcházejících obrázcích šipkami. Většina striací má v dané lokalitě směr přibližně kolmý na směr šíření magistrální trhliny. Na pozorované lomové ploše se vyskytují striace plastické, které jsou důsledkem proběhlé mikroplastické deformace, viz. Lairdův model kapitola 2.3.1.3

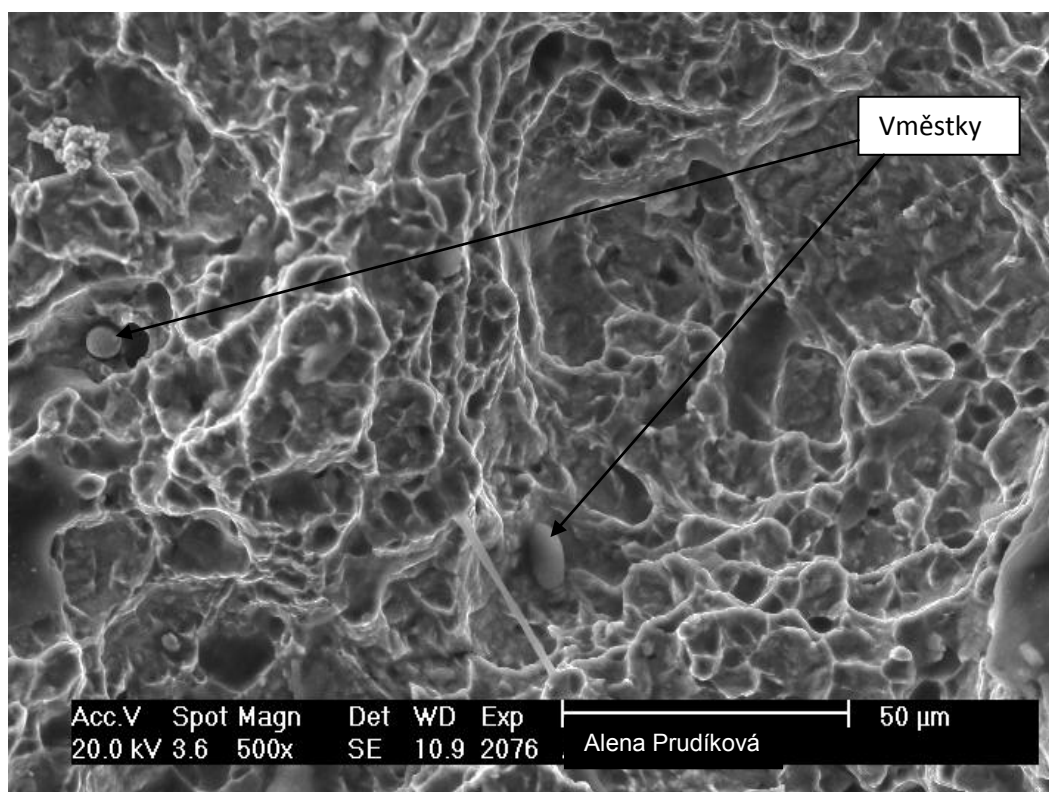
Na následujících obrázcích je zachyceno rozhraní mezi oblastí šíření únavových trhlin a oblastí statického dolomení. I těsně před oblastí dolomení je ještě možné pozorovat malé plošky s únavovým žlábkováním. Zajímavým a dosti četným rysem objevujícím se na lomové ploše jsou dobře viditelné sekundární trhliny (obr. č. 78), které jsou orientované kolmo na směr šíření magistrální únavové trhliny. Přítomnost sekundárních trhlin svědčí o vysoké úrovni působícího napětí.



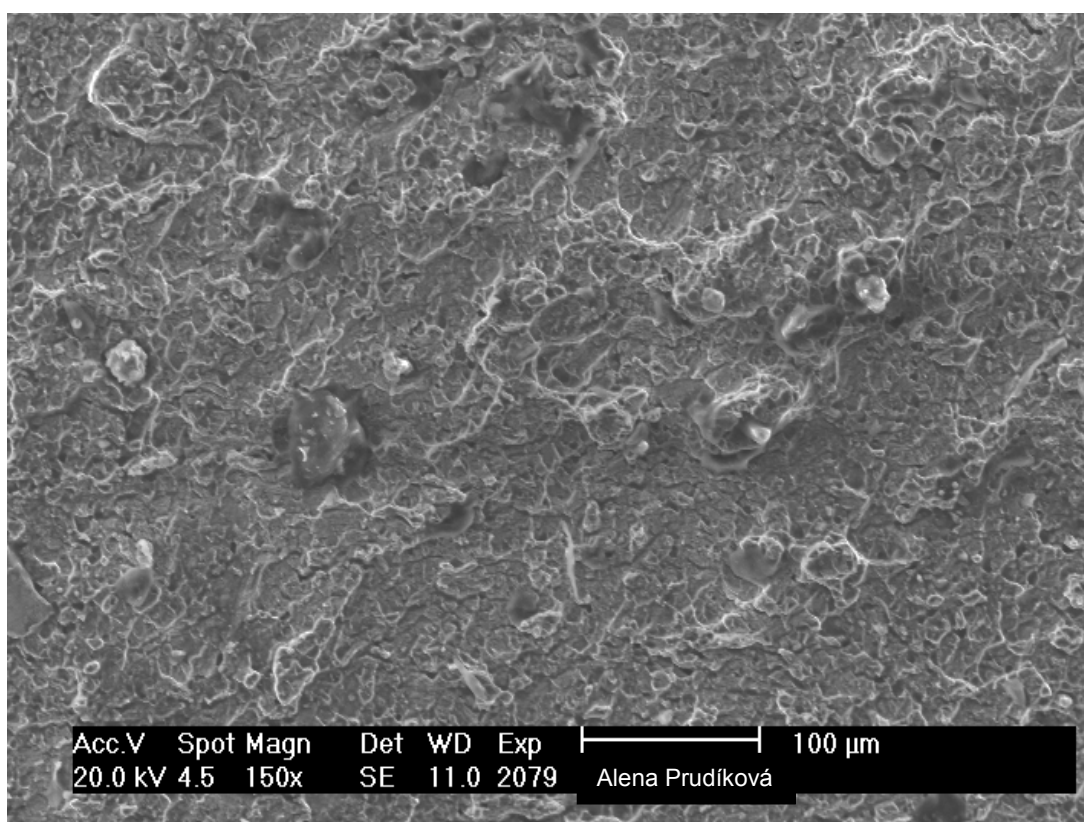
Obr. č. 86: Rozhraní mezi oblastí šíření únavových trhlin a oblastí statického dolomení.



Obr. č. 87, 88: Rozhraní mezi oblastí šíření únavových trhlin a oblastí statického dolomení.



Obr. č. 89: Oblast statického dolomení – tvárný lom s jamkovou morfologií.



Obr. č. 90: Oblast statického dolomení – zvětšení 150x.

Obrázky č. 81 a 82 zachycují část lomové plochy, která byla dolomena staticky, při dosažení kritické délky magistrální únavové trhliny. Oba obrázky jasně ukazují tvárný mechanismus porušování s typickou jamkovou morfologií. Na obrázku č. 81 jsou při větším zvětšení také dobře viditelné vměstky na bázi hliníku.

Tvárné lomy jsou spojeny s intenzivním rozvojem plastické deformace v místě porušování. Proces tvárného porušování se vyznačuje ve srovnání s křehkým štěpením vysokou spotřebou energie. V místech lomu se vytvářejí dutiny a lomová plocha vzniká propojováním těchto jednotlivých dutin. Funkci iniciátorů vytvářejí ve většině případů jiné fáze, nejčastěji vměstky, či precipitáty, které se oddělují od matrice a tím iniciují vznik dutin. Tvárné porušení probíhá především transkrystalicky, může však probíhat též interkrystalicky, a to v případě, že hranice zrn jsou zeslabeny vyloučením jiné fáze [66].

Závěry

Hlavním cílem této diplomové práce bylo stanovit chování titanové slitiny Ti-Al3-V2,5 při únavovém zatěžování. Provedené experimenty byly doplněny statickými zkouškami a také metalografickou analýzou materiálu a fraktografickou analýzou únavového lomu. Na základě výsledků experimentální části práce je možné učinit následující závěry.

1. Slitina Ti-Al3-V2,5 vykazuje jemnozrnnou rovnoosou strukturu, která je tvořena zrnny fáze α . β fáze je pak vyloučena především po hranicích zrn, ale také v podobě drobných částic uvnitř zrn α .
2. Při zkoušce tahem byla naměřena hodnota meze pevnosti materiálu $R_m = 715$ MPa, což je o 15,3 % vyšší, než je minimální hodnota požadovaná u slitiny Ti-Al3-V2,5 v materiálovém listu, tedy $R_m = 620$ MPa. A současně, se naměřená hodnota 715 MPa liší o 3,4 % od hodnoty $R_m = 740$ MPa, která je v materiálovém listě uvedena, jako mez pevnosti obvyklá u této slitiny.
3. Mez kluzu naměřená u zadané slitiny při zkoušce tahem byla $R_{p0,2} = 614$ MPa. Tato hodnota opět převyšuje o 26,6 % mez kluzu minimální a od obvyklé hodnoty meze kluzu uvedené v materiálovém listě slitiny, tedy $R_{p0,2} = 610$ MPa se naměřená hodnota odlišuje o necelé jedno procento.
4. Deformační charakteristiky slitiny Ti-Al3-V2,5 opět převyšují hodnoty stanovené v materiálovém listě. Byla naměřena tažnost $A = 21,9$ %, která je o 4,9 % vyšší než hodnota obvyklá, tedy $A = 17$ %.
5. Slitina Ti-Al3-V2,5 vykazuje v porovnání například se slitinou Ti-Al6-V4 nižší pevnost, ale naopak vyšší hodnoty deformačních charakteristik.
6. Zkouškou třibodovým ohybem byla naměřena pevnost v ohybu slitiny Ti-Al3-V2,5 $R_{mo} = 1996$ MPa.
7. Zkouškou vysokocyklové únavy bylo testováno celkem 24 zkušebních vzorků. Zkoušky byly provedeny při dvou parametrech asymetrie $P = 2,5$ a $P = 3$. Z naměřených hodnot byly sestaveny Wöhlerovy křivky a byly určeny hodnoty meze únavy materiálu. Pro $P = 2,5$ byla zjištěna mez únavy $\sigma_{ohc} = 437,7$ MPa a pro $P = 3$ byla naměřena hodnota meze únavy $\sigma_{ohc} = 525,5$ MPa.
8. Při srovnání výsledků únavových zkoušek naměřených při různých parametrech asymetrie byl experimentálně potvrzen předpoklad, že se vzrůstající hodnotou parametru asymetrie se Wöhlerova křivka v oblasti meze únavy posouvá směrem k vyššímu napětí.
9. Wöhlerova křivka naměřená pro $P = 3$ je v oblasti meze únavy oproti křivce pro $P = 2,5$ posunuta přibližně o 90 MPa nahoru. V důsledku toho také mez únavy materiálu stanovená při 10^7 cyklech a naměřená při parametru asymetrie $P = 3$, byla o 87,7 MPa vyšší než mez únavy naměřená při $P = 2,5$, což odpovídá zvýšení o 20 %.
10. Z naměřených hodnot meze únavy byly vypočteny body nutné pro sestavení Haighova diagramu, tedy závislosti amplitudy napětí σ_a na středním napětí cyklu σ_m . Na základě

Haighova diagramu je možné posuzovat vliv asymetrie zátěžného cyklu na únavovou životnost materiálu.

11. Mez únavy byla podle lineární aproximace (Goodmanův vztah) odhadnuta na $\sigma_{oC} = 205 \text{ MPa}$ a podle kvadratické aproximace (Gerberova kvadratická parabola) $\sigma_{oC} = 179,5 \text{ MPa}$.
12. Fraktografická analýza lomu vzorku po zkoušce ohybem za rotace ukázala, že některé morfologické prvky tak, jak jsou známy u únavových lomů ocelí, se vyskytují také u studované slitiny Ti-Al3-V2,5.
13. Na rozdíl od ocelí je však rozhraní únavového porušování a statického dolomení materiálu u pozorované slitiny Ti-Al3-V2,5 poněkud hůře rozlišitelné.
14. Magistrální únavová trhлина se šířila transkrystalicky. Oblasti interkrystalického porušování nebyly na lomové ploše pozorovány.
15. Přítomnost únavového porušování dokazuje výskyt únavových striací (žlábkování), které jsou důsledkem mikroplastické reformace.
16. Zajímavým a dosti častým rysem objevujícím se na lomové ploše jsou dobře viditelné sekundární trhliny, které jsou orientované kolmo na směr šíření magistrální únavové trhliny. Přítomnost těchto sekundárních trhlín svědčí o vysoké úrovni působícího napětí.
17. Oblast statického dolomení vzorku vykazuje tvárný mechanismus porušování s typickou jamkovou morfologií. Při větším zvětšení byly na lomové ploše viditelné vměstky na bázi hliníku.

Seznam použité literatury

- [1] SEDLÁČEK, Vladimír. *Titan a jeho slitiny*. Praha: ANTL, 1963, 206 s
- [2] VOJTĚCHOVSKÝ, Ondřej. Objev titanu: Historie využití titanu. *České vysoké učení technické: Fakulta dopravní* [online]. 2009/2010 [cit. 2013-08-26]. Dostupné z: <http://www.fd.cvut.cz/personal/vojteond/historie.htm>
- [3] ROZA, Greg. *Titanium* [online]. 1st ed. New York: Rosen Central, 2008, 48 p. [cit. 2013-08-26]. ISBN 978-140-4214-125. Dostupné z: http://books.google.cz/books?id=rsAGRf7j7fQC&printsec=frontcover&hl=cs&source=gbs_ge_summary_r&cad=0#v=onepage&q&f=
- [4] SEDLÁČEK, Vladimír. *Únava hliníkových a titanových slitin*. Vyd. 1. Praha: SNTL, 1989, 351 s. ISBN 80-030-0180-3.
- [5] MOHYLA, Miroslav. *Strojírenské materiály I*. 2. vyd. Ostrava: VŠB - Technická univerzita, 2003, 144 s. ISBN 80-248-0270-8.
- [6] *Periodická tabulka: Titan* [online]. 2009 - 2013 [cit. 2013-08-26]. Dostupné z: <http://www.prvky.com/22.html>
- [7] Fyzikální základy vědy o materiálu. *Masarykova univerzita: Pedagogická fakulta* [online]. 2006 [cit. 2013-08-26]. Dostupné z: <http://www.ped.muni.cz/wphy/fyzvla/>
- [8] Grade 1 Commercially Pure Titanium. *Titaniummart* [online]. 2011 [cit. 2013-08-26]. Dostupné z: <http://www.titaniummart.com/titanium-info-cp.html>
- [9] *Inkosas: Titanové slitiny Grade 1-11 - titanové plechy, tyče, trubky, dráty, příruby* [online]. 2008 [cit. 2013-08-26]. Dostupné z: <http://www.inkosas.cz/templates/titanove-slitiny-tyce-plechy-draty-trubky.php>
- [10] JANOVEC, Jiří, Jiří CEJP a Josef STEIDL. *Perspektivní materiály*. Vyd. 3., přeprac. V Praze: České vysoké učení technické, 2008, 143 s. ISBN 978-80-01-04167-3.
- [11] VAVRDA, Ondřej. ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ. *Titan* [online]. 2008-2010 [cit. 2013-08-30]. Dostupné z: <http://www.fd.cvut.cz/personal/vavrdond/text3.html>
- [12] RYŠ, Přemysl, M. KLESNIL a V. USTOHAL. VOJENSKÁ AKADEMIE ANTONÍNA ZÁPOTOCKÉHO V BRNĚ. *Nauka o materiálu*. 1. vyd. Brno: Vojenská akademie Antonína Zápotockého, 1965.
- [13] DONACHIE, Matthew J. *Titanium: a technical guide* [online]. 2nd ed. Materials Park: ASM International, 2004, vii, 381 s. [cit. 2013-08-30]. ISBN 08-717-0686-5. Dostupné z: http://books.google.cz/books?id=HgzuKnbnNGAC&printsec=frontcover&hl=cs&source=gbs_ge_summary_r&cad=0#v=onepage&q&f=true
- [14] HORÁČEK, Jaroslav. *Nauka o materiálu*. Vyd. 1. Praha: Česká zemědělská univerzita, Technická fakulta, 2000, 71 s. ISBN 80-213-0397-2.
- [15] WELSCH, Gerhard, Rodney BOYER a E COLLINGS. *Materials properties handbook: titanium alloys* [online]. Materials Park, OH: ASM International, c1994,

- xxii, 1176 p. [cit. 2013-08-30]. ISBN 08-717-0481-1. Dostupné z:
http://books.google.cz/books?id=x3rToHWOCd8C&printsec=frontcover&hl=cs&source=gbg_summary_r&cad=0#v=onepage&q&f=true
- [16] Titan a jeho slitiny, Nikl a jeho slitiny. *Fakulta strojní Západočeské univerzity v Plzni: Oddělení povrchového inženýrství* [online]. [cit. 2013-08-30]. Dostupné z:
http://www.ateam.zcu.cz/Nikl_titan.pdf
- [17] RYŠ, Přemysl a Mojmír CENEK. ČESKOSLOVENSKÁ AKADEMIE VĚD. *Nauka o materiálu I*. 1. vyd. Praha: Nakladatelství Československé akademie věd, 1957, 595 s.
- [18] Plošné tváření titanu a jeho slitin. *Techtydeník: Průmyslový portál* [online]. 2006 [cit. 2013-09-01]. Dostupné z: http://www.technickytydenik.cz/rubriky/archiv/plosne-tvareni-titanu-a-jeho-slitin_16621.html
- [19] ZHULA, Michal. *Technologie tváření neželezných materiálů*. Brno, 2009. Dostupné z: https://dspace.vutbr.cz/bitstream/handle/11012/11698/2009_BP_Zuhla_Michal_102068.PDF?sequence=1. Bakalářská práce. VUT v Brně. Vedoucí práce Ing. Michaela Marečková.
- [20] VNOUČEK, Milan. Nikl a jeho slitiny, Titan a jeho slitiny. [online]. [cit. 2013-09-30]. Dostupné z: http://www.ateam.zcu.cz/download/nikl-titan-09_10.pdf
- [21] Obrábění Titanu: řešení pro lékařský průmysl. *T+T Technika a trh: průvodce světem průmyslu* [online]. 2010 [cit. 2013-09-30]. Dostupné z:
<http://www.technikaatrh.cz/obrabeni/obrabeni-titanu>
- [22] BELL, Terence. Metal Profile: Titanium. *About.com, Metals* [online]. 2013 [cit. 2013-09-30]. Dostupné z: <http://metals.about.com/od/properties/a/Metal-Profile-Titanium.htm>
- [23] MICHNA, Štefan. Titan - vlastnosti, použití, slitiny a výroba. *Fakulta výrobních technologií a managementu: Katedra technologií a materiálového inženýrství* [online]. 2008 [cit. 2013-09-30]. Dostupné z:
http://www.stefanmichna.com/download/technicke-materialy_II/titan_vlastnosti_pouziti_slitiny.pdf
- [24] Titanium sponge as a primary element in the production cycle of titanium metal. *Titaniumexposed.com* [online]. 2009 - 2013 [cit. 2013-09-30]. Dostupné z:
<http://www.titaniumexposed.com/titanium-sponge.html>
- [25] 22 Ti Titanium. *Hi-Res Images of chemical elements: A virtual museum* [online]. 2011 [cit. 2013-09-30]. Dostupné z: <http://images-of-elements.com/titanium.php>
- [26] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, 392 s. ISBN 80-7204-248-3.
- [27] DORAZIL, Eduard. *Nauka o materiálu II*. 3., nezm. vyd. Brno: VUT, 1979, 265 s
- [28] LOSERTOVÁ, Monika. *Progresivní materiály* [online]. Vyd. 1. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava, 2012, 1 DVD-ROM [cit. 2013-09-30]. ISBN 978-80-248-2575-5. Dostupné z:
<http://www.person.vsb.cz/archivcd/FMMI/PGM/Progresivni%20materialy.pdf>

- [29] NOVÁK, Václav. Intermetalika a jevy tvarové paměti. FYZIKÁLNÍ ÚSTAV AKADEMIE VĚD ČR. *Otevřená věda* [online]. [cit. 2013-09-30]. Dostupné z: <http://archiv.otevrena-veda.cz/users/Image/default/C2Seminare/MultiObSem/003.pdf>
- [30] KÁRNÍK, Tomáš, Miroslav KURSA a Kamil KRYBUS. Charakteristika intermetalických sloučenin ze systému Ti-Al. In: *Metal 2014*. Brno, 2013, s. 8. Dostupné z: http://www.metal2014.com/files/proceedings/metal_00/papers/615.pdf
- [31] FYZIKÁLNÍ ÚSTAV AKADEMIE VĚD. *SMA ve FZÚ AVČR: Materiály s tvarovou pamětí (SMA)* [online]. [cit. 2013-10-02]. Dostupné z: http://ofm.fzu.cz/sma/brana_cz/index.php
- [32] Introduction to Nitinol. *Dynalloy, Inc.: Makers of Dynamic Alloys* [online]. 2012 [cit. 2013-10-02]. Dostupné z: <http://www.dynalloy.com/AboutNitinol.php>
- [33] JOSIEK, Robert. *Paměťové materiály* [online]. Brno, 2010 [cit. 2013-10-02]. Dostupné z: <https://dspace.vutbr.cz/bitstream/handle/11012/1674/Pam%C4%9B%C5%A5ov%C3%A9%20materi%C3%A1ly%20Josiek%20Robert.pdf?sequence=1>. Bakalářská práce. VUT Brno.
- [34] ODSTRČIL, M. a T. ODSTRČIL. FJFI - ČVUT. *Slitiny s tvarovou pamětí*. 4 s. Dostupné z: http://www.google.cz/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=1&cad=rja&ved=0CCwQFjAA&url=http%3A%2F%2Ffiles.odstrtom.webnode.cz%2F200000009-47b4049a7a%2Fslitiny.pdf&ei=MKktUsP_O-iQ4ASd0YCwBA&usg=AFQjCNG_FTEstJehA7aSSLAedQP3BUmXXA&bvm=bv.51773540,d.bGE
- [35] *Biokompatibilita* [online]. 2003 [cit. 2013-10-02]. Dostupné z: <http://ucebnice.euromise.cz/index.php?conn=0§ion=biomech&node=node106>
- [36] KLUSÁK, Ondřej. *Biokompatibilní materiály na bázi kovů a jejich využití* [online]. Brno, 2010 [cit. 2013-10-02]. Dostupné z: http://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=30257. Bakalářská práce. VUT Brno. Vedoucí práce Ing. Lenka Klakurková, Ph.D.
- [37] TJERING, G a J WILLIAMS. *Titanium* [online]. New York: Springer, c2003, x, 379 p. [cit. 2013-10-02]. Engineering materials. ISBN 35-404-2990-5. Dostupné z: http://books.google.cz/books?id=GwI9ul_wAegC&printsec=frontcover&dq=inauthor:%22James+Case+Williams%22&hl=cs&sa=X&ei=NRcbUqLaMIbOtAbenYBA&ved=0CDQQ6wEwAA#v=onepage&q&f=false
- [38] WOODFORD, Chris. *Titanium* [online]. New York: Benchmark Books, c2003, 32 p. [cit. 2013-10-02]. Elements (Benchmark Books). ISBN 07-614-1461-4. Dostupné z: http://books.google.cz/books?id=84W_FvfskTsC&printsec=frontcover&hl=cs&source=gbs_ge_summary_r&cad=0#v=onepage&q&f=true
- [39] VOJTĚCHOVSKÝ, Ondřej. ČVUT FD. *Titanium: vlastnosti-výroba-použití* [online]. 2009 [cit. 2013-10-02]. Dostupné z: <http://www.fd.cvut.cz/personal/vojteond/>
- [40] Johnson to Increase Output of Cypher Stent. BLOOMBERG NEWS. *Nytimes* [online]. 2005 [cit. 2013-10-09]. Dostupné z: http://www.nytimes.com/2005/08/18/business/18stent.html?_r=0

- [41] KLESNIL, Mirko a Petr LUKÁŠ. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. 1. vyd. Praha: Academia, 1975, 222 s.
- [42] DOSTÁL, P. a M. ČERNÝ. *MECHANICAL DEGRADATION OF ALUMINIUM ALLOYS* [online]. 10 s. [cit. 04.08.2013]. Dostupné z: http://mnet.mendelu.cz/mendelnet09agro/files/articles/tech_dostal.pdf
- [43] RŮŽIČKA, Milan, Miroslav HANKE a Milan ROST. *Dynamická pevnost a životnost* [online]. Nový Jičín: Moravské tiskařské závody, 1989 [cit. 2013-08-14]. Dostupné z: http://mechanika2.fs.cvut.cz/documents/dpz_low.pdf
- [44] HUTAŘ, Pavel a Luboš NÁHLÍK. *ÚSTAV KONSTRUOVÁNÍ, FSI VUT v Brně. Úvod do únavového poškození*. 56 s. Dostupné z: <http://hutar.wz.cz/lomovka/04.pdf>
- [45] *Únava*. Wood.mendelu [online]. [cit. 2013-08-14]. Dostupné z: <http://webcache.googleusercontent.com/search?q=cache:ZAg3yLjBRYMJ:wood.mendelu.cz/cz/sections/Props/files/verejny/MVD/Strnadel%2520-%2520Teorie%2520materialoveho%2520inzenyrstvi%2520%2B%2520nomogramy%2520%28CZ%29/05%2520-%2520Unava%2520materialu.doc+&cd=11&hl=cs&ct=clnk&gl=cz&client=firefox-a>
- [46] PANTĚLEJEV, Libor. *Únava kovových materiálů*. 31 s. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/ukm/Unava%20kovovych%20materialu.pdf>
- [47] VĚCHET, Stanislav, Jan KOHOUT a Otakar BOKŮVKA. *Únavové vlastnosti tvárné litiny*. 1. vyd. Žilina: Žilinská univerzita, 2001, 157 s. Vysokoškolské učebnice. ISBN 80-710-0910-5.
- [48] FOLTA, Zdeněk. *Příspěvek k navrhování strojních součástí na základě* [online]. Ostrava, 2004 [cit. 2013-10-09]. Dostupné z: http://www.347.vsb.cz/staff/folta/Veda_a_vyzkum/P%C5%99%C3%ADsp%C4%9Bvek%20k%20navrhov%C3%A1n%C3%AD%20strojn%C3%ADch%20sou%C4%8D%C3%A1st%C3%AD%20na%20z%C3%A1klad%C4%9B%20vyhodnocen%C3%AD%20provozn%C3%ADho%20zat%C3%AD%C5%BEen%C3%AD.pdf. Habilitační práce. Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní.
- [49] HNILICA, František. *ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE, fakulta strojní. Únavové ;porušování kovových materiálů: Fatigue failure of metallic materials* [online]. 2005 [cit. 2013-08-14]. Dostupné z: http://webcache.googleusercontent.com/search?q=cache:d75ivfpG4v0J:www.cvut.cz/p racoviste/odbor-rozvoje/dokumenty/hab_inaug/hp/2005/hnilica.pdf+&cd=7&hl=cs&ct=clnk&gl=cz&client=firefox-a
- [50] ŠMÍD. *Současné spolupůsobení únavy a creepu u Ni superslitiny a slitiny TiAl*. Brno, 2012. 140 s. Dostupné z: http://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=61487. Doktorská práce. VUT Brno, fakulta strojního inženýrství.
- [51] XI-SHU WANG. *Special Issues on Magnesium Alloys: Fatigue Cracking Behaviors and Influence Factors of Cast Magnesium Alloys* [online]. Beijing, China, 2011 [cit. 2013-10-09]. ISBN 978-953-307-391-0.

- [52] HÖSCHL, Cyril. *Únava materiálu při periodickém zatěžování*. Praha: Dům techniky ČSVTS.
- [53] VOJTĚCH, Dalibor. *Materiály a jejich mezní stavy*. Vyd. 1. Praha: Vydavatelství VŠCHT, 2010, 204 s. ISBN 978-80-7080-741-5.
- [54] VELES, Pavol. *Mechanické vlastnosti a skúšanie kovov: celoštátna vysokoškolská učebnica pre hutnícke a strojnícke fakulty vysokých škôl*. 1. vyd. Bratislava: Alfa, 1985, 401 s.
- [55] Vznik lomu. *LT Metal: niečo málo o materiáloch* [online]. 2009-2011 [cit. 2013-10-09]. Dostupné z: <http://www.ltmatal.net/teoria/vznik-lomu/>
- [56] *Únava materiálov* [online]. 2006 [cit. 2013-10-09]. Dostupné z: <http://www.mtfda.szm.com/subory/unava.pdf>
- [57] SHIGLEY, Joseph Edward, Charles R MISCHKE, Richard G BUDYNAS a Miloš VLK. *Konstruování strojních součástí*. 1. vyd. V Brně: VUTUM, 2010, xxv, 1159 s. ISBN 978-80-214-2629-0.
- [58] *Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications* [online]. Editor Christoph Leyens, M Peters. Weinheim: Wiley-VCH, 2003, xix, 513 s. [cit. 2014-03-16]. ISBN 35-273-0534-3. Dostupné z: http://www-eng.lbl.gov/~shuman/NEXT/MATERIALS&COMPONENTS/Pressure_vessels/edited_by_C._Leyens_and_M._Peters.-Titanium_and_Titanium_Alloys-Wiley-VCH%282001%29.pdf
- [59] Titanium and its alloys. UDOMPHOL, Tapany. SURANAREE UNIVERSITY OF TECHNOLOGY. *Titanium and its alloys* [online]. 2007 [cit. 2014-03-16]. Dostupné z: http://www.sut.ac.th/engineering/metal/pdf/Nonferrous/05_Titanium%20and%20titanium%20alloys.pdf
- [60] RAVICHANDRAN. Fatigue of beta titanium alloys. In: *Final technical report*. Utah, 1999, s. 73. Dostupné z: <http://www.dtic.mil/dtic/tr/fulltext/u2/a375114.pdf>
- [61] WELSCH, Gerhard, Rodney BOYER a E COLLINGS. *Materials properties handbook: titanium alloys* [online]. Materials Park, OH: ASM International, c1994, xxii, 1176 p. [cit. 2014-03-16]. ISBN 08-717-0481-1. Dostupné z: http://books.google.cz/books?id=x3rToHWOCd8C&pg=PA68&lpg=PA68&dq=Materials+Properties+Handbook:+Titanium+Alloys&source=bl&ots=x4C0UI9sg_&sig=J-aAs4vHVk5WbmzbY0t73Uu_u_w&hl=cs&sa=X&ei=J9gFU7SgIar8ygPajYL4AQ&ved=0CD0Q6AEwAg#v=onepage&q=Materials%20Properties%20Handbook%3A%20Titanium%20Alloys&f=false
- [62] Grade 9 Titanium/3-2.5 Titanium. *Altemp alloys, inc* [online]. 2014 [cit. 2014-03-16]. Dostupné z: <http://www.altempalloys.com/grade-9-titanium.html>
- [63] Sandvik Ti Grade 9: Tube and pipe, seamless. *Sandvik Materials Technology* [online]. 2014 [cit. 2014-03-16]. Dostupné z: <http://www.smt.sandvik.com/en/materials-center/material-datasheets/tube-and-pipe-seamless/sandvik-ti-grade-9/>
- [64] *Total materia: světově nejobsáhlejší databáze materiálů* [online]. 2014 [cit. 2014-03-16]. Dostupné z: <http://www.keytometals.com/page.aspx?ID=Home&LN=CZ>
- [65] Titanium: Commercial pure titanium. *IFE: Institute for Energy Technology* [online]. 2014 [cit. 2014-03-16]. Dostupné z:

http://www.ife.no/en/ife/departments/materials_and_corrosion_tech/files/facts-and-figures-for-commonly-used-titanium-alloys

- [66] PŘIBÁŇ, Tomáš. Fraktografický rozbor lomových ploch v TOO svarových spojů. Česká svářečská společnost ANB [online]. 2006 - 2014 [cit. 2014-05-18]. Dostupné z: <http://www.cws-anb.cz/t.py?t=2&i=250>
- [67] STRÁNSKÝ, L., E. MOLLIKOVÁ a J. SEDLÁČEK. VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ, Fakulta strojního inženýrství. Zkouška tahem: Studijní opora předmětu Nauka o materiálu vyučovaného v kombinovaném bakalářském studiu [online]. 2002, 23 s. [cit. 2014-05-18]. Dostupné z: <http://drogo.fme.vutbr.cz/opory/pdf/Tahovka.pdf>
- [68] BÁRTKOVÁ, D. Vysokocyklová únava titanové slitiny Ti6Al4V. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2013. 97s. Vedoucí diplomové práce prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc..
- [68] STATICKÁ ZKOUŠKA OHYBEM [online]. [cit. 2014-05-18]. Dostupné z: http://www.google.cz/url?sa=t&rct=j&q=&esrc=s&source=web&cd=2&cad=rja&uact=8&ved=0CDEQFjAB&url=http%3A%2F%2Ffeamos.pf.jcu.cz%2Famos%2Fkat_tech%2Fexterni%2Fkat_tech_2146%2F2.2.2_staticka_zkouska_ohybem.doc&ei=LolvU--XFM3KOYXsgfAI&usg=AFQjCNFHPLJ6t8vOqHxXQ992lavS2xdbqg&bvm=bv.66330100,d.ZWU
- [70] Zkouška pevnosti v ohybu [online]. [cit. 2014-05-18]. Dostupné z: http://www.person.vsb.cz/archivcd/FMMI/ZPKM/Multimedia/kap3_2/animace/zkouska%20pevnosti%20v%20ohybu.swf
- [71] Technologie plošného tváření - Ohýbání. TECHNICKÁ UNIVERZITA LIBEREC, Fakulta strojní. Technologie II: tváření kovů, zpracování plastů [online]. [cit. 2014-05-18]. Dostupné z: http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/skripta_tkp/sekce/07.htm

Seznam použitých symbolů a zkratek

R_m	[MPa]	mez pevnosti v tahu
$R_{p0,2}$	[MPa]	smluvní mez kluzu
R_e	[MPa]	mez kluzu
R_{mo}	[MPa]	pevnost v ohybu
R_{eo}	[MPa]	mez kluzu v ohybu
E	[GPa]	youngův modul
YS	[MPa]	yield strength (mez kluzu)
UTS	[MPa]	ultimate tensile strength (mez pevnosti)
σ_a	[MPa]	amplituda napětí
σ_m	[MPa]	střední napětí
σ_h	[MPa]	horní napětí (σ_{\max})
σ_d	[MPa]	dolní napětí (σ_{\min})
σ_c	[MPa]	mez únavy materiálu
σ_f'	[MPa]	součinitel únavové pevnosti
σ_∞	[MPa]	mez trvalé únavy
σ_{ohC}	[MPa]	mez únavy
$\dot{\sigma}$	[MPa/s]	rychlost zatěžování
ϵ_{ap}	[-]	amplituda plastické deformace
ϵ_{ae}	[-]	amplituda elastické deformace
$\epsilon_{at} (\epsilon_a)$	[-]	celková amplituda deformace
ϵ_f'	[-]	součinitel únavové tažnosti
A_5	[%]	prodloužení
Z	[%]	zúžení (kontrakce)

<i>T</i>	<i>[s]</i>	doba kmitu
<i>f</i>	<i>[Hz]</i>	frekvence
<i>R</i>	<i>[-]</i>	parametr asymetrie cyklu
<i>P</i>	<i>[-]</i>	parametr asymetrie cyklu
<i>K</i>	<i>[-]</i>	parametr cyklické deformační křivky
<i>n</i>	<i>[-]</i>	exponent cyklické deformační křivky
<i>N_f</i>	<i>[-]</i>	počet cyklů do lomu
<i>da/dN</i>	<i>[mm.cyklus⁻¹]</i>	rychlost šíření únavové trhliny
<i>ΔK</i>	<i>[-]</i>	cyklická změna součinitele intenzity napětí
<i>b</i>	<i>[-]</i>	součinitel únavové životnosti
<i>c</i>	<i>[-]</i>	součinitel únavové životnosti
<i>γ</i>	<i>[J.m⁻²]</i>	energie vrstevné chyby
<i>L₀</i>	<i>[mm]</i>	počáteční měrná délka vzorku
<i>y</i>	<i>[mm]</i>	průhyb zkušební tyče v okamžiku porušení
<i>a</i>	<i>[-]</i>	materiálová konstanta
<i>n</i>	<i>[-]</i>	materiálová konstanta
<i>K</i>	<i>[-]</i>	konstanta regresní křivky
<i>a</i>	<i>[-]</i>	konstanta regresní křivky
<i>b</i>	<i>[-]</i>	konstanta regresní křivky
<i>HBW</i>		tvrdost podle Brinella – kulička z tvrdokovu
<i>HV</i>		tvrdost podle Vickerse
<i>SEM, REM</i>		rastrovací elektronová mikroskopie

Seznam obrázků

Obr. č. 1:	William Gregor [2].....	6
Obr. č. 2:	W. J. Kroll [3].....	6
Obr. č. 3:	Mřížka hexagonální prostorově středěná – $Ti\beta$ [7].....	7
Obr. č. 4:	Mřížka kubická těsně uspořádaná – $Ti\alpha$ [7].....	7
Obr. č. 5:	Vliv příměsných prvků na mechanické vlastnosti titanu.....	8
Obr. č. 6:	Deformační křivky pro některé titanové slitiny. Pro srovnání jsou uvedeny také křivky pro ocel a hliník [13].....	9
Obr. č. 7:	Srovnání pevností čistých kovů s jejich nejpevnějšími slitinami [14].....	9
Obr. č. 8:	Závislost mechanických vlastností titanu na tvrdosti [1].....	9
Obr. č. 9:	Závislost meze kluzu a meze pevnosti na teplotě u komerčně čistého titanu grade 1 [9].....	10
Obr. č. 10 a 11:	Titanová houba [24], [25].....	14
Obr. č. 12:	Rovnovážný diagram Ti slitin s prvky, které: I – Zvyšují transformační teplotu, II – Snižují transformační teplotu.....	16
Obr. č. 13:	Typické příklady mikrostruktury pro slitiny Ti: a) struktura α ; b) struktura $\alpha + \beta$; c) struktura $\alpha + \beta$; d) struktura β	17
Obr. č. 14:	Binární diagram Ti-Al [30].....	19
Obr. č. 15:	Svorka pro léčbu zlomeniny žeber [33].....	19
Obr. č. 16:	Srovnání modulů pružnosti biokompatibilních materiálů a lidské kosti [28].....	20
Obr. č. 17:	Příklady použití titanových slitin [38, 39, 40]	21
Obr. č. 18:	Princip metody stékajícího deště [48].....	24
Obr. č. 19:	Základní charakteristiky sinusového cyklu [46].....	25
Obr. č. 20:	Typy cyklů dle nesouměrnosti [43].....	26
Obr. č. 21:	Stadia únavového procesu [46].....	27
Obr. č. 22 :	Schéma hysterezní smyčky [46].....	29
Obr. č. 23:	Příklady hysterezních smyček pro cyklicky zpevňující (A) a cyklicky změkčující (B) materiál [51].....	29
Obr. č. 24:	Cyklická křivka napětí – deformace [46].....	30
Obr. č. 25:	Typy dislokačních struktur v závislosti na energii vrstevné chyby a počtu cyklů do lomu [46].....	31
Obr. č. 26:	Schema kartového skluzu v perzistentním skluzovém pásu [46].....	32
Obr. č. 27:	Etapy šíření únavové trhliny [46].....	33

Obr. č. 28:	Závislost makroskopické rychlosti růstu dlouhé únavové trhliny na rozkmitu faktoru intenzity napětí [49].....	33
Obr. č. 29:	Lairdův model tvorby tvárných striací [49].....	35
Obr. č. 30:	Makroskopický vzhled únavové lomové plochy [55].....	35
Obr. č. 31:	Únavový lom iniciovaný z povrchu [56].....	36
Obr. č. 32:	Únavový lom iniciovaný z konstrukčního vrubu [55].....	36
Obr. č. 33:	Únavový lom iniciovaný z defektu [54].....	36
Obr. č. 34:	Zobrazení Wöhlerovy křivky v semilogaritmických souřadnicích [57].....	37
Obr. č. 35:	Wöhlerova křivka pro oblast vysokocyklové únavy [47].....	38
Obr. č. 36:	Schematické znázornění průběhu křivek životnosti [46].....	40
Obr. č. 37:	Vliv středního napětí na S-N křivky [46].....	40
Obr. č. 38:	Diagram konstantní životnosti pro slitinu 7075-T6 Al [46].....	41
Obr. č. 39:	Diagram konstantní únavové životnosti – schematicky [46].....	41
Obr. č. 40:	Haighovy diagramy pro různá kritéria únavového porušení [57].....	41
Obr. č. 41:	Úplný Smithův diagram [46].....	42
Obr. č. 42:	Konstrukce Smithova diagramu pro mez únavy.....	42
Obr. č. 43:	Vysokocyklové únavové chování komerčně čistého titanu [58], a) vliv velikosti zrna, b) vliv obsahu kyslíku, c) vliv tváření za studena.....	43
Obr. č. 44:	Růst únavové trhliny v komerčně čistém titanu pro 2 rozdílné velikosti zrna a pro 2 rozdílné obsahy kyslíku [58].....	44
Obr. č. 45:	Závislost napětí na počtu cyklů pro 2 různé teploty [13].....	44
Obr. č. 46:	Příklady struktur jednotlivých slitin, a) polyedrická α fáze, slitina Ti-Al5-Sn2.5 [23], b) slitina typu pseudo α kalená do oleje – martenzitická fáze α' [59], c) slitina typu pseudo α kalená a vytvrzená při 850 °C [59], d) slitina typu pseudo α kalená a ochlazovaná na vzduchu – Widmannstättenova α fáze.....	45
Obr. č. 47:	Šíření únavové trhliny v precipitačně vytvrzené slitině Ti-8.6Al (10h/500°C)[58].....	46
Obr. č. 48:	Vliv vytvrzování na S-N křivku slitiny Ti-8.6Al (T=350°C) [58].....	46
Obr. č. 49:	Mikrostruktura precipitačně vytvrzené slitiny Ti s 8% Al s obsahem 1780 ppm O [59].....	46
Obr. č. 50:	Mikrostruktura v blízkosti povrchu slitiny Ti-Al8,6 [58]: a) stav po kuličkování, b) stav po kuličkování a rekrytalizaci.....	46
Obr. č. 51:	Vliv kuličkování povrchu s následnou rekrytalizací na mez únavy slitiny Ti-Al8,6 [58].....	48

Obr. č. 52 :	Místa iniciace únavové trhliny ve slitině Ti-Al6-V4 ($\sigma_a = 775 \text{ MPa}$) [58]: a) Lamelární mikrostruktura, b) rovnoosá mikrostruktura, c) duplexní mikrostruktura.....	48
Obr. č. 53:	Porovnání růstu mikrotrhliny a mikrotrhliny ve slitině Ti-Al6-V4 [58].....	48
Obr. č. 54:	Růst únavové mikrotrhliny ve slitině Ti-Al6-V4 [58]: a) hrubá lamelární struktura, b) rovnoosá struktura.....	49
Obr. č. 55:	Vliv velikosti zrna na růst únavové trhliny v rovnoosé a duplexní struktuře slitiny $\alpha + \beta$ [58].....	49
Obr. č. 56:	Vliv obsahu kyslíku na růst únavové trhliny v Ti-Al6-V4 [58].....	49
Obr. č. 57:	Vysokocyklové únavové chování Ti-Al6-V4 [58]: a) vliv šíře lamel v lamelární mikrostruktuře, b) vliv velikosti zrna v rovnoosé mikrostruktuře, c) vliv šíře lamel v duplexní mikrostruktuře.....	50
Obr. č. 58 :	Průběh a výsledné struktury slitin po dvoustupňovém stárnutí [60].....	51
Obr. č. 59:	Průběh konvenčního stárnutí a výsledná struktura β slitiny [60].....	51
Obr. č. 60:	Mikrostruktura Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr [58]: a) stav po konvenčním stárnutí (16 h/540°C), b) stav po dvoustupňovém stárnutí (4h/440°C + 16h/560°C)...	51
Obr. č. 61 :	Vysokocyklové únavové chování slitiny Ti-Al3-V8-Cr6-Mo4-Zr4 po různém tepelném zpracování [58].....	52
Obr. č. 62 :	Iniciace únavové trhliny ve slitině Ti-Al3-V8-Cr6-Mo4-Zr4 ($\sigma_a = 675 \text{ MPa}$) [58].....	52
Obr. č. 63 :	Růst únavové trhliny v Ti-Al3-V8-Cr6-Mo4-Zr4 ($\sigma_a = 675 \text{ MPa}$) [58].....	53
Obr. č. 64:	Vysokocyklové únavové chování slitiny Ti-V10-Fe2-Al3 [58].....	53
Obr. č. 65:	Wöhlerovy křivky žíhaného vzorku (materiál byl žíhán při 785 °C po dobu 2 h a ochlazován ve vakuu, pevnost v tahu 538 MPa, vzorky byly odebírány z plechu ve směru tváření (L) a kolmo na směr tváření(T)) [61].....	56
Obr. č. 66:	Textury vyskytující se u titanových trubek [63].....	57
Obr. č. 67:	Vliv krystalové textury na únavovou pevnost Ti-Al3-V2,5 [63].....	57
Obr. č. 68:	Diagram tepelného zpracování slitiny Ti-Al3-V2,5.....	60
Obr. č. 69:	Jemnozrnná struktura $\alpha + \beta$ fáze, zvětšení 100x.....	61
Obr. č. 70:	Zrna fáze α s fází β vyloučenou uvnitř a po hranicích zrn α , zvětšení 500x...	62
Obr. č. 71:	Mikrostruktura Ti-Al3-V2,5, zvětšení 1000x.....	62
Obr. č. 72:	Mikrostruktura vzorku č. 5, a) zvětšení 100x, b) zvětšení 500x, c) zvětšení 1000x.....	63
Obr. č. 73:	Výkres zkušebního tělesa pro statickou zkoušku tahem.....	64

Obr. č. 74:	Tahový diagram slitin Ti-Al6-V4 a Ti-Al3-V2,5.....	65
Obr. č. 75:	Průběh napětí při zatěžování tělesa ohybem [71].....	67
Obr. č. 76:	Ohybový diagram slitiny Ti-Al3-V2,5.....	67
Obr. č. 77:	Wöhlerova křivka slitiny Ti-Al3-V2,5 při parametru asymetrie $P = 2,5$	69
Obr. č. 78:	Wöhlerova křivka slitiny Ti-Al3-V2,5 při parametru asymetrie $P = 3$	70
Obr. č. 79:	Porovnání Wöhlerových křivek slitiny Ti-Al3-V2,5 při parametrech asymetrie $P = 2$ a $P = 3$	70
Obr. č. 80:	Haighův diagram.....	72
Obr. č. 81:	Makroskopický snímek únavového lomu.....	74
Obr. č. 82:	Oblast šíření únavových trhlin.....	74
Obr. č. 83, 84, 85:	Oblast šíření únavových trhlin s viditelnými únavovými striacemi.....	75
Obr. č. 86:	Rozhraní mezi oblastí šíření únavových trhlin a oblastí statického dolomení.....	76
Obr. č. 87, 88:	Rozhraní mezi oblastí šíření únavových trhlin a oblastí statického dolomení.....	76
Obr. č. 89:	Oblast statického dolomení – tvárný lom s jamkovou morfologií.....	77
Obr. č. 90:	Oblast statického dolomení – zvětšení 150x.....	77

Seznam tabulek

Tab. č. 1:	Základní charakteristiky titanu [6].....	6
Tab. č. 2:	Obsahy příměsných prvků v % u komerčně čistého titanu [9].....	7
Tab. č. 3:	Základní mechanické charakteristiky komerčně čistého titanu [10].....	7
Tab. č. 4:	Těžba titanových rud v roce 2012 [6].....	13
Tab. č. 5:	Vlastnosti titanových intermetalik a Ni superslitin [30].....	18
Tab. č. 6:	Stručný přehled historie [44].....	23
Tab. č. 7:	Chemické složení slitiny Ti-Al3-V2,5 [64].....	54
Tab. č. 8:	Mechanické vlastnosti slitiny Ti-Al3-V2,5 [65].....	55
Tab. č. 9:	Mechanické vlastnosti slitiny Ti-Al3-V2,5 [65].....	55
Tab. č. 10:	Chemické složení slitiny Ti-Al3-V2,5.....	60
Tab. č. 11:	Mechanické vlastnosti slitiny Ti-Al3-V2,5.....	65
Tab. č. 12:	Únavové charakteristiky slitiny Ti-Al3-V2,5 při P = 2,5.....	68
Tab. č. 13:	Únavové charakteristiky slitiny Ti-Al3-V2,5 při P = 3.....	69
Tab. č. 14:	Aproximace.....	72

Seznam příloh

Příloha P1: Materiálový list slitiny Ti-Al3-V2,5

Příloha P2: Materiálový list slitiny Ti-Al6-V4

TITANIUM ALLOY

TYPICAL APPLICATIONS

Tubing in aircraft and engine hydraulic systems
Corrosion resistant pipes and vessels
Recreational products – golf club shafts, tennis racquets, bicycle frame
Foil in honey-comb

PRODUCT DESCRIPTION

Titanium Grade 9 is sometimes referred to as 'half 6-4'. This alloy of titanium with 3% aluminium and 2.5% vanadium offers 20 to 50% greater mechanical strength than the commercially pure (CP) titanium grades, but is more formable and weldable than Ti-6Al-4V (Grade 5).
Titanium Grade 18 (UNS R56322) is identical to Grade 9 in all respects with the exception of the additional 0.04 – 0.08% palladium to increase corrosion resistance.
Titanium Grades 9 and 18 have a density of 4.48 g/cc - less than 60% that of steel.

CORROSION RESISTANCE

This material offers good corrosion resistance in oxidising, neutral and mildly reducing media, including chlorides. Titanium Grade 18 with the addition of palladium offers greater resistance to corrosion.
The alloy resists oxidation up to 600°F (316°C).

MATERIAL SPECIFICATIONS

Aerospace

- WNr. 3.7194
- AIR9182 TA32.5V
- AMS 4943
- AMS 4944
- AMS 4945
- AMS 4989

Commercial

- WNr. 3.7195
- UNS R56320
- ASTM B348
- ASTM B265
- ASTM B338
- ASTM B863
- ASTM B381
- ASTM B861

FABRICATION

Weldability – good
Specific bend radius <0.070 x thickness – 2.5 (typical)

AVAILABILITY

Bar, wire, strip, sheet, plate, foil, forgings, seamless and welded pipe/tube (for Titanium Grades 9 and 18)

CHEMICAL COMPOSITION

Weight %	C	Fe	N ₂	O ₂	H ₂	Al	V
Min.						2.5	2.0
Max.	0.08	0.25	0.03	0.15	0.015	3.5	3.0

MECHANICAL PROPERTIES

	Minimum	Typical
UTS, MPa	621	740
0.2% PS, MPa	483	607
Elongation on 2 in., %	15	17
Charpy V notch impact, J (L direction pipe)	48	-
Elastic modulus, GPa	-	91
Hardness, HRC	-	15

TECHNICAL SALES ASSISTANCE

Our resident team of qualified metallurgists and engineers will be pleased to assist further on any technical topic.

Advanced Metals International

Unit O, Stratton Business Park, London Road, Biggleswade, Bedfordshire SG18 8QB United Kingdom
Tel: +44 (0) 1767 604 710 Fax: +44 (0) 01767 315 340 Email: sales@advancedmetals.com Website: www.advancedmetals.com
All information in this data sheet is based on approximate testing and is stated to the best of our knowledge and belief. It is presented apart from contractual obligations and does not constitute any guarantee of properties or of processing or application possibilities in individual cases. Our warranties and liabilities are stated exclusively in our terms of trading.

TITANIUM ALLOY

TYPICAL APPLICATIONS

Aero-engine components, Airframe components, Marine equipment, Offshore oil & gas equipment, Power generation industry, Autosport components, Medical equipment.

PRODUCT DESCRIPTION

Ti-6Al-4V (Grade 5), classed as an alpha-beta alloy, is the most widely used of the high strength titanium alloys. The alloy combines its good mechanical strength and low density (4.42 kg/dm³) with excellent corrosion resistance in many media. Grade 5 titanium is fully heat treatable (solution heat treatment plus aging) in sections up to 25mm and can be employed up to around 400°C.

Ti-6Al-4V ELI (Grade 23) has a reduced oxygen content (0.13% max.) compared with Grade 5. This confers improved ductility and fracture toughness with some reduction in mechanical strength. Uses include fracture critical airframe structures and for offshore tubulars.

CORROSION RESISTANCE

Grade 5 titanium offers excellent resistance to many marine and offshore oil & gas environments. Titanium and its alloys resist a wide range of acid conditions being highly resistant to oxidising acids, possessing useful resistance to reducing acids and offering good

resistance to most organic acids at lower concentrations and temperatures. Titanium should not be used with red fuming nitric acid and is rapidly attacked by hydrofluoric acid. The addition of 0.05% palladium (grade 24), 0.1% ruthenium (grade 29) and 0.05% palladium and 0.5% nickel (grade 25) significantly increases corrosion resistance in reducing acid chloride and sour environments, raising the threshold temperature to well over 200°C.

MATERIAL SPECIFICATIONS

- UNS R56400
- ASTM B348 Grade 5
- BS 2TA11
- AMS 4911
- AMS 4928
- MIL-STD-2154

FABRICATION

Weldability – fair

Specified bend radius for <0.070 in. x thickness - 4.5

Specified bend radius for >0.070 in. x thickness - 5.0
(typical values)

AVAILABILITY

Bar, wire, sheet, plate, extrusions, forgings, seamless pipe/tube.

CHEMICAL COMPOSITION (Bar to ASTM B348 Grade 5)

Weight %	N	C	H	Fe	O	Al	V
Min.						5.5	3.5
Max.	0.05	0.08	0.015	0.40	0.20	6.75	4.5

MECHANICAL PROPERTIES (Bar to ASTM B348 Grade 5)

	Minimum	Typical
UTS, MPa	895	1,000
0.2% PS, MPa	828	910
Elongation, % in 4D	10	18
Reduction of area, %	25	-
Elastic modulus, GPa	-	114
Hardness, HRC	-	36
Charpy V-notch impact, J	-	24

TECHNICAL SALES ASSISTANCE

Our resident team of highly qualified metallurgists and engineers will be pleased to assist further on any technical topic.

Advanced Metals International

Unit O, Stratton Business Park, London Road, Biggleswade, Bedfordshire SG18 8QB United Kingdom

Tel: +44 (0) 1767 604 710 Fax: +44 (0) 01767 315 340 Email: sales@advancedmetals.com Website: www.advancedmetals.com

All information in this data sheet is based on approximate testing and is stated to the best of our knowledge and belief. It is presented apart from contractual obligations and does not constitute any guarantee of properties or of processing or application possibilities in individual cases. Our warranties and liabilities are stated exclusively in our terms of trading. © Advanced Metals International 2007